

Journées d'Etudes Techniques 2018 de l'Association Franco-Maghrebine de Mécanique et des Matériaux (AF3M)

2-4 mai 2018

Marrakech

Maroc

Table des matières

Liste des auteurs	2
Thème 1: Eco-conception/Optimisation/Allègement/Durée de vie et contrôle d'intégrité/Intelligence artificielle	1
Eléments finis spéciaux pour applications spécifiques – Histoire et réalités d'aujourd'hui, Ayad Rezak	1
Influence de la vitesse de soudage sur le comportement mécanique du joint bout à bout soudé par friction malaxage de l'alliage d'aluminium AA 6082-T6., Arab Mustapha	4
Etude numérique et expérimentale de l'état de contact entre l'outil et la pièce lors d'un procédé de super finition par toilage., Bouktib Naoufal	12
Calibration de modèles discrets dans le cas d'écoulement granulaire dans un silo, Ben Turkia Salma [et al.]	20
Simulation numérique des pipelines fissurées réparées par patch composite, Bezzerrouki Mehadjia	29
Etude et conception d'un robot mobile écologique dédié à la pulvérisation des fraises sous serre, Majdoubi Rania [et al.]	36
"Approche simplifiée d'évaluation de la fatigue et du dommage des matériaux thermoplastiques dans le cadre des missions d'audits des clients : Cas du PEHD", Majid Fatima	44
Mise en oeuvre de méthodes de dimensionnement au flambement: Cas de la sphère sous sollicitations combinées, Tall Mamadou [et al.]	52
Numerical modeling of the Radial Profiles of Axial Velocity and of the parietal Constraint in Transitory laminar flows in Conduits, Hamdoun Sanaa	59

Propagation d'une Onde dans des Poutres De Matériau à Gradient Propriété avec Utilisation d'une Théorie de Déformation de Cisaillement Efficace, Nebab Mokhtar [et al.]	64
Thème 2: Matériaux/Procédés d'élaboration	71
Caractérisation Mécanique des couches de borures obtenues sur les aciers C35 et 35CrMO4, [et al.]	71
Prédiction de la formabilité de bicouches métal/élastomère en utilisant des modèles de comportement élasto-plastique basés sur la plasticité cristalline, Abed-Meraim Farid	80
Amélioration de l'amortissement des composites carbone-époxyde à travers leur hybridation avec les fibres de lin, Assarar Mustapha [et al.]	87
Etude de l'influence des contraintes dans une plaque en matériau non homogène, Abualnour Moussa	95
Étude du comportement vibratoire des poutres fonctionnellement graduées (FGM) dans un environnement thermique, Bensaid Ismail	103
Conductivité thermique effective de matériaux composites avec des interfaces imparfaites, Bonfoh Napo	109
Etude du Comportement des Plaques de Verre à Gradient Thermique à l'aide d'une Nouvelle Théorie Raffinée., Bouchafa Ali	117
Comportement au feu des tubes composites à enroulement filamentaire sous pression interne, Braiek Sonia [et al.]	125
Optimisation fiabiliste des packages électroniques BGA avec utilisation du modèle de substitution de krigeage, Bendaou Omar [et al.]	133
L'utilisation des composites thermoplastiques hautes performances dans l'industrie de l'Oil & Gaz, Benmedakhene Salim	141
Two-dimensional Analysis of the Evolution of the Stress Intensity Factor in the Cement of the Acétabulum THR, Benouis Ali [et al.]	144
Analyse modale des poutres en FGM, Bouamama Mohamed	152
Primary composite structures repair: challenges and innovative solutions, Collombet Francis	157

Analyse dynamique des plaques composites stratifiées en utilisant une nouvelle théorie FSDT, Draïche Kada [et al.]	158
Caractérisation du comportement HIPS sous tension uni axiale et modélisation de la loi de comportement thermomécanique du module de Young dans le domaine élastique., El Bhilat Hanan	164
EVALUATION DE LA METHODE D’HOMOGENEISATION A CHAMPS MOYENS DANS LE CAS DU COMPORTEMENT THERMIQUE D’UN COMPOSITE A FIBRES COURTES, El Marzouki Sara [et al.]	171
EFFET DE LA POROSITE SUR LES PROPRIETES MECANIQUES ET LA TAILLE DU VER POUR UN MATERIAU POREUX, El Minor Hanane [et al.] .	176
Modélisation du délaminage macroscopique du contreplaqué par la méthode des plans d’expériences, El Moustaphaoui Anouar [et al.]	181
Etudes et caractérisation thermomécaniques d’endommagement et de rupture des éprouvettes en acrylonitrile butadiène styrène ABS, Ennaji Abderrazak [et al.] . .	189
Caractérisation d’un arc orthodontique en alliage Ni-Ti superélastique en service, Gannoun Miniar [et al.]	197
SIMULATION DE LA FISSURATION SOUS CHARGEMENTS CYCLIQUES DANS UNE PLAQUE MULTI-TROUS, Hadjoui Fethi	205
Evaluation des Performances d’un Système de Pompage Photovoltaïque CC Couplé Directement, Harkani Assia	213
Analyse de la vibration des plaques FGM avec diverses conditions aux bords, Hadji Lazreg [et al.]	221
Dynamics analysis of a symmetrical on-board rotor the h-p version of the finite elements method, Hadjoui Abdelhamid [et al.]	230
Cable Stayed Bridges Vibrations Mitigation Using Composite Bearings, Issad Naim [et al.]	237
Heterogeneous Multiscale Method for Composite Materials and Probability-Based Explanation of Size Effect in Localized Failure, Ibrahimbegovic Adnan	245
Effet de différentes microstructures avec un même niveau de dureté sur le comportement tribologique d’un acier faiblement allié, Jourani Abdeljalil [et al.] . . .	248
Effet de la Fraction massique sur la Variation de la Viscosité pour une solution de nanotube de carbone à base du glycérol, Lahlou Sara [et al.]	256

Code_Aster opensource un vecteur de développement local durable, Levesque Jean-Raymond	264
Influence du processus d'électroérosion à fil et du traitement d'anodisation sur l'état de surface de l'alliage 7075T651, Louati Sana	272
Impact du ratio SiO ₂ /Na ₂ O sur le comportement rhéologique de solutions d'activation alcalines pour l'élaboration de matériaux géopolymères, Lahlou Nouha [et al.]	279
Utilisation des huiles recyclées pour le décoffrage du béton - Etude de l'esthétique des parements, Libessart Laurent [et al.]	286
Multi-scale analysis of low velocity impact performance of laminated composites glass fibers/Elium Acrylic resin, Matadi Boumbimba Rodrigue [et al.]	294
Solution Analytique Pour L'étude a la Flexion des Plaques Stratifiées Sous Charge Thermomécanique., Merdaci Slimane [et al.]	302
Centrifugal instability of pulsed Taylor-Couette flow in a Oldroyd-B Viscoelastic Fluid, Mohamed Hayani Choujaa [et al.]	310
Comportement mécanique et évolution du dommage des différents éléments con- stituants un câble métallique de levage, Mouhib Nadia	322
DEVELOPPEMENT ANALYTIQUE DE L'EVOLUTION DE L'ENERGIE IN- TERNE, D'UN TORON FORMANT UN CABLE D'ACIER ANTI-GIRATOIRE 19 x 7, Nattaj Jilali	330
Une théorie de cisaillement raffinée pour les poutres FGM basé sur la position de surface neutre, Nafissa Zouatnia [et al.]	336
Théorie de déformation de cisaillement raffinée pour l'analyse des poutres sand- wiches FGM, Ould Larbi Latifa [et al.]	344
Study the Importance of Geometric Parameters in designing Yarn based Strain Sensor, Qureshi Yumna [et al.]	354
Influence de l'état de surface dans la prévision de la tenue en fatigue des alliages Ni-Ti par la technique d'auto-échauffement, Rokbani Maha [et al.]	359
Caractérisation et modélisation multi-échelle du comportement mécanique de l'humérus humain sous sollicitations dynamiques, Rahmoun Jamila [et al.]	367
Etude d'endommagement d'une éprouvette rectangulaire en ABS, Sabah Fatima [et al.]	375

Evaluation Numérique et validation analytique du Facteur d'Intensité de Contrainte et de coefficient de concentration du contrainte par la méthode EF et XFEM d'une Eprouvette de Tension compacte (CT) en Acier P265GH dans le domaine élastique., Salmi Houda [et al.]	382
Effet de la taille d'implant sur la distribution des contraintes dans la prothèse totale de hanche, Sahli Abderahmane	389
Evaluation énergétique du comportement mécanique de l'âme centrale d'un câble métallique sous l'effet d'un chargement statique, Wahid Achraf [et al.]	396
Numerical computation of the iniatial crack propagation in HDPE under biaxial loading in mixed mode, Zerrouki Abdelwahab	404
Analyse des mécanismes d'endommagement par émission acoustique d'un composite en fibres de lin, Daoud Hajer [et al.]	411
Mechanical performance of laminted composites based carbon nanotubes at high strain rate, El Moumen Ahmed [et al.]	417
Etude analytique de la réponse mécanique des poutres poreuse en matériau FGM, Hadji Lazreg [et al.]	422
POTENTIEL DE DEVELOPPEMENT DES SIMULATIONS DEM GPU POUR DES APPLICATIONS DU GENIE CIVIL, Pizette Patrick [et al.]	430
Étude expérimentale du comportement en fatigue des composites verre/époxy évalué par la dégradation de la rigidité et l'accumulation des dommages, Roundi Walid [et al.]	434
COMPORTEMENT A L'USURE ABRASIVE DE L'ACIER X70 DUAL PHASE, Zidelmel Sami	442

Thème 3: Energies renouvelables/Economies d'énergie/Recyclage et cycle de vie des composants **449**

L'effet de l'étuvage par énergie solaire sur la résistance mécanique des bétons et durabilité de la préfabrication, Ben Ammar Ben Khadda	449
Réduction de la traînée: injection de polymères pour l'économie d'énergie, Mompean Gilmar	458
L'importance de la récupération des huiles usagées et ses influences sur l'environnement, Smaine Mustpha	466
transfert thermique dans une cavité remplie de nanofluid, Eljamali Laila	474

Valorisation Energétique de la boue de la step de la ville d'Adrar par un digesteur solaire Batch, Hadri Kamel [et al.]	482
Thème 4: Matériaux bio-sourcés/ Eco-matériaux	489
Optimisation des propriétés mécaniques d'une structure sandwich à base de fibres de lin, [et al.]	489
Caractérisation mécanique d'un bio-composite PP/CNA : Homogénéisation numérique et expérimentale, Akhzouz Hajar	498
CARACTERISATION DES GRANULATS DE MOULES BROYÉS EN VUE D'UNE FORMULATION D'UN NOUVEAU COMPOSITE A BASE DE CIMENT, Barbachi Mohamed [et al.]	504
Caractérisation du comportement vibratoire des composites renforcés par des fibres hybrides lin/carbone, Ben Ameer Mariem [et al.]	512
LES BETONS DE TERRE RENFORCÉS DE FIBRES DE PAILLE ET DE PALMIER DATTIER: UN MATÉRIAU ÉCOLOGIQUE ET DURABLE, Benzerara Mohammed [et al.]	520
Etude de la convection mixte d'un écoulement laminaire oscillatoire d'un nanofluide (Or-huile de Kérosène) dans un canal vertical en présence d'un champ magnétique., Bentoto Wafaa	528
STUDY AND ANALYSIS OF THE GEOTECHNICAL PROPERTIES OF SOIL USED IN THE PREPARATION OF EARTHEN CONCRETES, Benzerara Mohammed	536
Simulation numérique de l'estampage d'un acier allié préchauffé, Boutabba Smail	544
Traitement phytosanitaire des produits en bois et biocomposites par micro-ondes, Erchiqui Fouad	550
Effectiveness of confining recycled aggregates concrete using bioresourced composite by comparison to traditional ones, Ghorbel Elhem	558
RECONSTRUCTION OF THE 3D CRACK PROFILE IN WOOD-BASED STRUCTURES BY X-RAY COMPUTED MICROTOMOGRAPHY, Hamdi Seif [et al.] .	559
CARACTERISATION MECANIQUE DE PLAQUE DE COPEAUX DE BOIS STABILISES AU POLYSTYRENE EXPANSE RECYCLE, Kaho Serge Pacome [et al.]	565

Influence de la pression d'injection, de la température d'injection et de la cavité sur le moulage du capuchon en Composites de Polyéthylène, Koffi Agbelenko [et al.]	572
Évaluation du comportement et de l'endommagement d'un composite thermoplastique renforcé par des fibres courtes de bois, Lotfi Toubal [et al.]	580
L'INFLUENCE DE LA QUALITE DE MISE EN ŒUVRE DU SUPPORTAGE SUR LA FIABILITE ET LA DUREE DE VIE D'UNE INSTALLATION D'EAU CHAUDE SANITAIRE EN MATERIAUX POLYMERES, Mohamed Safe	587
Estimation expérimentale et numérique de la porosité dans les pièces obtenues par le procédé FDM., Othmani Mourad [et al.]	589
comportement mécanique des briques en terre comprimée à base de déchets naturels, Tatane Mohamed [et al.]	597
Stabilité de la convection thermique dans un système à deux couches fluides chauffé par le bas en présence de vibration périodique, Echchadli Mourad [et al.]	605
PROPRIETES MECANIKES ET STABILITE DANS L'EAU DES BLOCS DE BOUE D'ARGILE RENFORCES A LA PAILLE DE RIZ, Honoré Kouakou [et al.]	613
Synthèse d'un nouveau matériau géopolymère à partir d'une source aluminosilicate, Mkaouar Safa [et al.]	625
Liste _des _participants _a _JET _2018.pdf	632

Liste des auteurs

- Abdennadher Moez, 512–519
Abed-Meraim Farid, 80–86
Abriak Nor Edine, 20–28, 430–433
Abualnour Moussa, 95–102
Agouzoul Mohamed, 133–140
Ahmed El Moumen, 354–358
Ait Amar Meziane Mohamed, 221–229, 422–429
Ait Atmane Hassen, 64–70
Akhzouz Hajar, 498–503
Al-Dodoe Omar Hashim Hassoon, 417–421
Allaoui Omar, 72–79
Aniss Said, 310–321
Arab Mustapha, 4–11
Arbab Chirani Shabnam, 359–366
Assarar Mustapha, 87–94
Ayad Rezak, 2, 3, 87–94
Ayeb Mohamed, 597–604
- Badel Eric, 559–564
Barbachi Mohamed, 504–511
Belouettar Redjem, 520–527
Ben Ameer Mariem, 512–519
Ben Ammar Ben Khadda, 450–457
Ben Khalifa Ated, 125–132
Ben Turkia Salma, 20–28
Ben Zineb Tarak, 197–204
Benadoud Mourad, 64–70
Bendaou Omar, 133–140
Bendaou Othmane, 133–140
Benmedakhene Salim, 141–143
Benouis Ali, 144–151
Bensaid Ismail, 103–108
Bentoto Wafaa, 528–535
Benyahia Hamza, 417–421
Benzerara Mohammed, 520–527, 536–543
Benzina Mourad, 625–631
Berthelot Jean-Marie, 87–94
Beyaoui Moez, 512–519
Bezzerrouki Mehadjia, 29–35
Bonfoh Napo, 109–116, 294–301
Bouabaz Mohamed, 504–511
Bouamama Mohamed, 152–156
Bouchafa Ali, 117–124
Bouchikhi Aboubakar Seddik, 144–151
Boudjellal Khaled, 504–511
Bouktib Naoufal, 12–19
Bouraoui Tarak, 197–204, 359–366
Boutabba Smail, 544–549
Bouvier Salima, 248–255
- Chakir Hamid, 375–381
Cherfi Mohamed, 144–151
Chergui M'hamed, 181–188
Chouaf Abdelkarim, 181–188
Chouaf Abdelkerim, 589–596
Collombet Francis, 157
- Daoud Hajer, 411–416
Depraetere David, 286–293
Djelal Chafika, 286–293
Djohore Ange, 613–624
Draiche Kada, 158–163
Drazetic Pascal, 367–374
Dubé Vincent, 572–579
- Echchadli Mourad, 605–612
El Bhilat Hanan, 164–170
El Biriane Mohamed, 504–511
El Gharad Abdellah, 434–441
El Had Khalid, 382–388
El Hami Abdelkhalak, 133–140
El Mahi Abderrahim, 411–416, 434–441, 512–519
El Marzouki Sara, 171–180
El Minor Hanane, 176–180
El Minor Hassan, 176–180
El Moumen Ahmed, 417–421
El Moustaphaoui Anouar, 181–188
Elghorba Mohamed, 375–381
Elharif A., 36–43
Eljamali Laila, 474–481
Elminor Hassan, 171–175, 597–604
Emeruwa Edjikémé, 613–624
Emeruwa Edjikeme, 565–571
Ennaji Abderrazak, 189–196
Erchiqui Fouad, 550–557, 580–586
Essid Safa, 490–497
Ettouhami Mohamed Karim, 36–43
- Feddaoui Mbarek, 597–604
Fontaine Christian, 367–374
- Gannoun Miniari, 197–204
Gerard Pierre, 294–301
Ghorbel Elhem, 558

Govender Nicolin, 20–28, 430–433
 Gril Joseph, 559–564
 Hachim Abdelilah, 382–388
 Haddar Mohamed, 411–416, 512–519
 Hadj Mostefa Adda, 302–309
 Hadji Lazreg, 158–163, 221–229, 336–353, 422–429
 Hadjoui Abdelhamid, 230–236
 Hadjoui Fethi, 205–212
 Hadri Kamel, 482–488
 Hamdi Seif, 559–564
 Hamdoun Sanaa, 59–63
 Hariri Saïd, 52–58
 Harkani Assia, 213–220
 Hassaine Daouadji Tahar, 221–229
 Hattaf Rabii, 279–285
 Hilali Elmokhtar, 176–180
 Honoré Kouakou, 613–624
 Ibrahimbegovic Adnan, 245–247
 Imad Abdellatif, 504–511
 Issad Naim, 237–244
 Joly Nicolas, 286–293
 Jourani Abdeljalil, 248–255
 Kaho Serge Pacome, 565–571
 Kanit Toufik, 171–175
 Kassoul Amar, 336–343
 Khelafi Mostefa, 482–488
 Kinvi-Dossou Gbessiho, 294–301
 Koffi Agbelenko, 572–579
 Koffi Demagna, 572–586
 Kouadio Koffi, 613–624
 Kouadio Koffi Clement, 565–571
 Kouakou Conand Honore, 565–571
 Lacherai Abdellah, 597–604
 Lafdi Khalid, 354–358, 417–421
 Lahlou Nouha, 256–263, 279–285
 Lahlou Sara, 256–263
 Laroussi Hallara Myriam, 197–204
 Le Grogne Philippe, 52–58
 Levesque Jean-Raymond, 264–271
 Libessart Laurent, 286–293
 Lotfi Toubal, 580–586
 Louati Sana, 272–278
 Maherzi Walid, 625–631
 Majdoubi Rania, 36–43
 Majid Fatima, 44–51
 Martin Patrick, 286–293
 Masmoudi Lhoussaine, 36–43
 Matadi Boumbimba Rodrigue, 294–301
 Merdaci Slimane, 302–309
 Mkaouar Safa, 625–631
 Mohamed Elghorba, 189–196
 Mohamed Hayani Choujaa, 310–321
 Mohamed Lahlou, 189–196
 Mohamed Safe, 587, 588
 Mohammed Ouazzani Touhami, 279–285
 Mompean Gilmar, 458–465
 Mouhib Nadia, 322–329, 396–403
 Moussa Redouane, 279–285
 Moutou Pitti Rostand, 559–564
 Naceur Hakim, 367–374
 Nachtane Mourad, 417–421
 Nadia Mouhib, 189–196
 Nafissa Zouatnia, 336–343
 Naji Abderzak, 375–381
 Nattaj Jilali, 330–335
 Nebab Mokhtar, 64–70
 Othmani Mourad, 589–596
 Ouazzani Touhami Mohamed, 256–263
 Ould Larbi Latifa, 344–353
 Pizette Patrick, 20–28, 430–433, 625–631
 Qureshi Yumna, 354–358
 Rahmoun Jamila, 367–374
 Rebière Jean-Luc, 434–441
 Rebiere Jean-Luc, 411–416, 512–519
 Rokbani Maha, 359–366
 Roundi Walid, 434–441
 Saïd Aniss, 605–612
 Saadi Imen, 520–527
 Sabah Fatima, 375–381
 Sabhi Hamid, 87–94
 Sahli Abderahmane, 389–395
 Sahli Abderahmen, 144–151
 Saimi Ahmed, 230–236
 Saint-Sulpice Luc, 359–366
 Salem Mehdi, 125–132
 Salmi Houda, 382–388
 Sehaqui Rachid, 256–263
 Serier Boualem, 144–151
 Simonet Yves, 52–58
 Smaine Mustpha, 466–473
 Taktak Mohamed, 411–416
 Tall Mamadou, 52–58
 Tarfaoui Mostapha, 354–358, 417–421
 Tatane Mohamed, 597–604

Toubal Lotfi, 572–579
Tounsi Abdelouahed, 158–163
Trevisiol Céline, 248–255

Vanhove Yannick, 286–293

Wahid Achraf, 396–403
Wilke Daniel N, 430–433
Wilke Daniel N., 20–28

Zagane Mohammed El Sallah, 144–151
Zaitan Hicham, 625–631
Zarbane Khalid, 589–596
Zebri Oumaima, 176–180
Zellat Kaoutar, 237–244
Zerrouki Abdelwahab, 404–410
Zidelmel Sami, 72–79, 442–448
Zidi Mondher, 125–132
Zitoune Redouane, 125–132
Zouari Wajdi, 87–94
Zouatnia Nafissa, 344–353, 422–429

Thème 1: Eco-
conception/Optimisation/Allègement/Durée
de vie et contrôle
d'intégrité/Intelligence artificielle

**INTERNATIONAL CONGRESS FOR APPLIED MECHANICS JET'2018
2, 3 ET 4 MAI 2018, MARRAKECH - MAROC**

Proposition pour conférence plénière

**Éléments finis spéciaux pour applications spécifiques – Histoire et
réalités d'aujourd'hui**

Special finite elements for specific applications. History and now-a-days reality

Rezak AYAD, Professeur, Université de Reims Champagne-Ardenne, France

rezak.ayad@univ-reims.fr

Mots clés :

Element finis spéciaux, solides et coques, Composites, valeurs ajoutées et cinématiques particulières

Keywords:

Special finite Elements, solids and shells, Composites, added values and particular kinematics

RESUME :

Le développement d'éléments finis revient sur scène depuis environ une dizaine d'années, avec comme fil conducteur une spécificité applicative ciblée, mais aussi des exigences traditionnelles de précision et de convergence. Une pléthore de modèles sont certes proposés mais « aucun n'apparaît comme étant le meilleur » : une constatation souvent mise en avant, car motivée entre autres par l'exigence de précision. Aujourd'hui, il est important de savoir que les éléments finis classiques ou standards, formulés pour la plus part sur la base des interpolations de Lagrange, qu'ils soient intégrés exactement ou sous-intégrés, commencent à montrer leurs limites dans un monde où les technologies ou procédés industriels (mise en forme des matériaux, multi-matériaux et leurs comportements multi-physiques, aspects multi-échelles, ...) ne cessent d'évoluer.

La conférence se propose de mettre en exergue quelques valeurs ajoutées pouvant intégrer des approches aux éléments finis, en faisant apparaître des cinématiques particulières ou des spécificités applicatives ciblées. La vocation restera à jamais l'amélioration des résultats de simulation de problèmes d'ingénierie. Ainsi, de la mise en forme des matériaux, notamment composites et biocomposites (sujets d'actualité), aux problèmes multi-physiques, sont présentées quelques démarches de modélisation par éléments finis spéciaux.

ABSTRACT:

Development of finite elements comes back since about a decade, with specific application targeted as conductive thread, but also classical requirements of accuracy and convergence.

A plethora of models are proposed but “none seems to be the best”: a finding often put forward, motivated by precision’s requirements inter alia. Now-a-days, it becomes important to know that classical finite elements, based for the most part on Lagrange interpolations, weather they’re exactly integrated or under-integrated, are starting to show their limits, in a world where technologies or industrial processes (material forming, multi-materials and their multi-physic behaviors, multi-scales aspects,) continue to evolve.

Conference’s topic highlights some added values that can integrate finite element approaches, by showing up particular kinematics or targeted application specificities. Vocation remains forever the improvement of simulation results of engineering problems. Thus, from material forming process (especially composites and biocomposites), to multi-physical problems, are presented some modeling approaches by special finite elements.

" Influence de la vitesse de soudage sur le comportement mécanique du joint bout à bout soudé par friction malaxage de l'alliage d'aluminium AA 6082-T6"

ARAB Mustapha¹, ZEMRI Mokhtar¹

¹ Faculté de technologie –UDL, Département de génie Mécanique, Laboratoire de matériaux et systèmes réactifs, Sidi Bel Abbès, Algérie.

[1musttapha.arab@gmail.com](mailto:musttapha.arab@gmail.com) , [1mzemri@gmail.com](mailto:mzemri@gmail.com)

Résumé :

Le présent travail traite l'effet de la vitesse de soudage sur les propriétés mécaniques des joints FSW. Quatre soudures ont été réalisées sur des tôles en alliage d'aluminium 6082-T6 de 2 mm d'épaisseur en utilisant des vitesses de soudage différentes (63, 80, 125, 160 mm / min) avec une vitesse de rotation de l'outil constante 1400 tr / min. Ensuite, une éprouvette de traction et un échantillon pour la mesure de la microdureté HV pour chaque joint de soudure ont été extraits afin de caractériser mécaniquement la résistance des joints soudés par FSW. Il a été constaté qu'une augmentation de la vitesse de soudage entraîne une diminution de l'exposition thermique et une augmentation de la dureté et de la résistance du joint soudé. A vitesse de rotation constante, la résistance mécanique des joints augmente avec l'augmentation de la vitesse de soudage. Ainsi une diminution de la dureté a été observée dans la zone affectée par la chaleur, ZAT, cette zone correspond au lieu de la rupture lors de l'essai traction.

Mots Clés— AA 6082-T6, soudage par friction malaxage, vitesse de soudage, résistance mécaniques.

1. Introduction

Le soudage par friction-malaxage. Ce procédé, breveté en 1991 par le TWI, est une variante du soudage par friction. Le soudage par friction-malaxage est plus communément appelé Friction Stir Welding, FSW. Contrairement au procédé de soudage par friction « classique », les pièces à assembler n'ont pas de mouvement relatif l'une par rapport à l'autre. Ceci lui offre un plus large choix de configurations de joints soudables. Ce procédé, innovant, permet de souder à l'état « solide », c'est-à-dire sans atteindre la température de fusion. Ceci lui permet, en théorie, de souder tous les métaux, même ceux réputés difficilement soudables par fusion à cause de problèmes de fissurations à chaud, de soufflures, ou d'abattement trop important des propriétés mécaniques. Ses caractéristiques offrent à ce procédé de réels potentiels de développements industriels, surtout pour les métaux malléables à chauds et à bas point de fusion tels que l'aluminium ou le cuivre.

Pour réaliser une opération de soudage par friction-malaxage, les pièces à assembler sont mises en position sans jeu, généralement sur une enclume, et bridées afin d'éviter tout mouvement relatif de celles-ci au cours du soudage, un outil non consommable est utilisé, composé d'un épaulement (shoulder) auquel est fixé un pion (pin, probe) sous sa face inférieure [1].

La chaleur engendrée par la friction rend la matière environnante visqueuse, et permet au pion d'y pénétrer jusqu'à l'épaulement. On commande ensuite le déplacement de l'outil le long du joint. Le métal visqueux, malaxé par la rotation de l'outil sous l'effet de reliefs qu'il comporte, flue de part et d'autre de celui-ci de façon quelque peu dissymétrique de l'avant vers l'arrière en formant la liaison des deux bords puis la soudure proprement dite après refroidissement. L'épaulement, outre le fait qu'il limite la pénétration, a aussi pour rôle d'empêcher le métal de fluer vers le haut. La soudure prend place en phase solide et l'absence de fusion en fait le principal intérêt. Pour obtenir une liaison complète, le pion doit avoir une longueur quasiment égale, de préférence, à l'épaisseur des tôles à souder et le soudage s'exécute en une passe, voire deux passes opposées pour les épaisseurs élevées [2].

2. PROCÉDURE EXPÉRIMENTAL

Les soudures en FSW ont été réalisées sur des plaques d'une épaisseur de 2mm en alliage d'aluminium 6082-T6 avec la composition chimique et les propriétés mécaniques sont montrées dans (Tab.1 et Tab.2) respectivement. Les deux plaques ayant des dimensions mesurant 200mm de longueur et 70mm de largeur. A l'aide d'une fraiseuse verticale, un soudage linéaire (bout à bout) a été réalisé avec l'utilisation d'un outil en acier fortement allié qui porte la désignation, X210Cr12, cet outil est composé de deux parties, le corps ayant un épaulement de 12 mm de diamètre et une concavité et un pion tronconique lisse (non fileté) avec 4 mm de diamètre et 1.86 mm de longueur, (figure 1). Cette longueur a été établie après plusieurs essais afin de déterminer la longueur optimale qui permet de réaliser une soudure exempte de défauts à la racine du joint et suffisamment courte pour réduire les risques que le pion entre en contact avec la plaque de support au-dessous des tôles.

Tableau 1. Compositions chimique de l'alliage d'aluminium 6082.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,7-1,3	Max 0,5	0,1	0,4-1,0	0,6-1,2	Max 0,25	Max 0,2	Max 0,1	Reste

Tableau 2. Propriétés mécaniques d'AA6082-T6.

Re(MPa)	Rm(MPa)	A%	E(GPa)	HV	T _{fusion} (°C)
249	310	11	67	107	650



Figure 1. L'outil pour le soudage FSW.

Le but c'est de voir l'effet de la vitesse de soudage (d'avance) sur les propriétés mécaniques du joint soudé par FSW. Pour cela 4 vitesses d'avance ont été utilisées (63, 80, 125, 160) mm/min, une vitesse de rotation (1400 tr/min) avec une inclinaison de l'outil de 1°. La (figure 2) montre les plaques soudées.

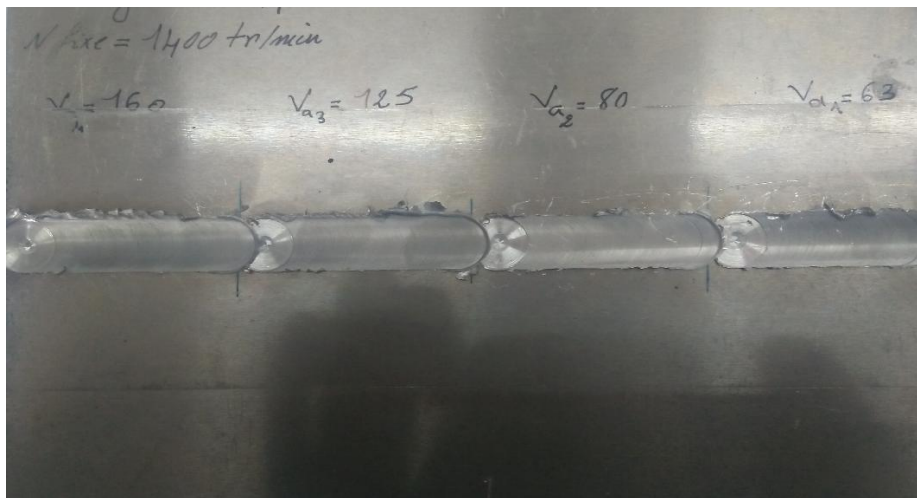


Figure 2. Tôles en AA6082-T6 soudées par FSW.

La caractérisation du joint soudé est déterminée par l'essai de traction sur des éprouvettes ALTER, selon la norme ASTM/E8, prélevées perpendiculairement à la direction de soudage. La (figure 3) montre les dimensions de l'éprouvette.

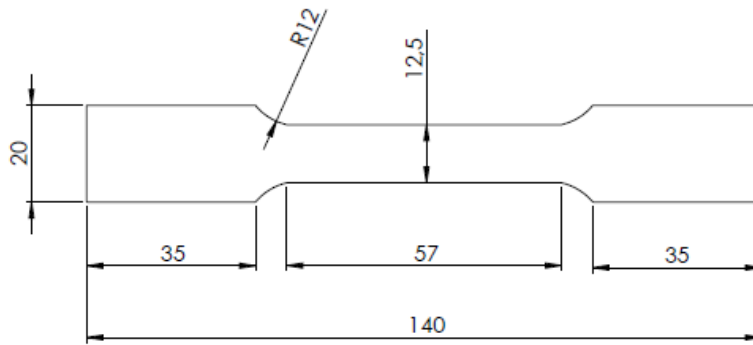


Figure 3. Dimensions de l'éprouvette de traction.

(2)

3. RESULTATS ET DISCUSSIONS

1. Inspection visuelle

La première observation sur les joints soudés montre un excès de bavure dans le côté recule (RS), ce défaut résultant d'une légère pénétration de l'épaulement qui donne la possibilité à la matière de se fluer vers l'extérieure. Sur le fond du joint on remarque une bonne jonction entre les deux plaques. La figure 4 montre le dessus et le fond du joint soudé.



Figure 4. Joint avec bavures et fond de soudure.

La figure 5 donne une observation sur le profil du joint, on voit qu'il n'y a aucun défaut, fissuration ou défauts intérieurs (effets tunnels), donc on peut dire qu'on a un bon joint de soudure et une bonne jonction en qualité visuelle.

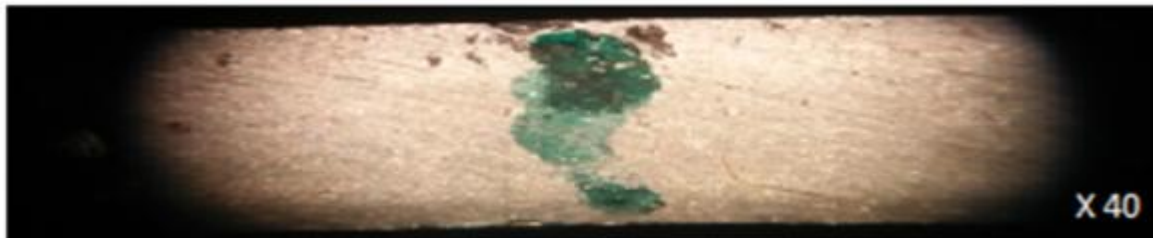


Figure 5. Observation microscopique d'une coupe transversale du cordon FSW.

2. Microdureté

Le but de cet essai est de voir l'évolution de la dureté sur la section transversale du joint soudé, à l'aide d'un Microduremètre Shimadzu HMV-2000. Pour chaque joint de soudure on a prélevé un échantillon et on a choisi le côté d'avance (AS) comme le point de départ pour la mesure.

La figure 6 montre l'évolution de la dureté HV des joints soudés pour différentes vitesses de soudage avec une vitesse de rotation fixée à 1400 tr/min. la valeur moyenne de la dureté dans la zone soudée ZS est inférieure à celle du métal de base MB pour tous les échantillons.

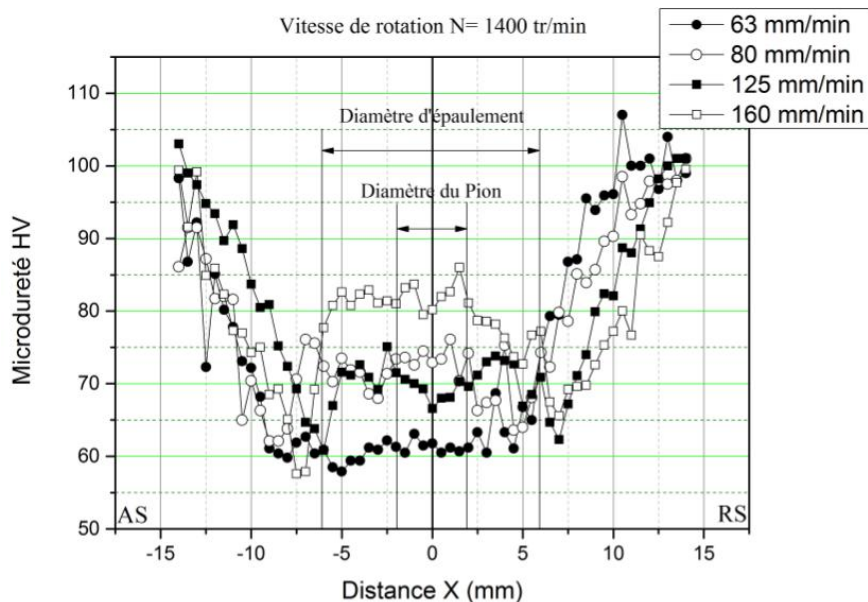


Figure 6. Profil de Microdureté HV sur la section transversale du joint.

On remarque une forte chute de la dureté dans la zone affectée thermiquement près de la zone affectée thermo-mécaniquement d'environ, 51.8 % du celle de métal de base, ce point où la dureté est la plus basse donne lieu à une rupture en traction.

Pour les vitesses de soudage de 80, 125 et 160 mm/min, on observe une élévation de dureté dans le noyau de soudure plus que dans la ZATM. D'autre part, pour la vitesse de soudage de 63mm/min, le profil de dureté dans la zone soudée, ZN et ZATM, est presque uniforme.

La figure 7 montre l'évolution de la Microdureté du noyau en fonction des 4 vitesses d'avance utilisées.

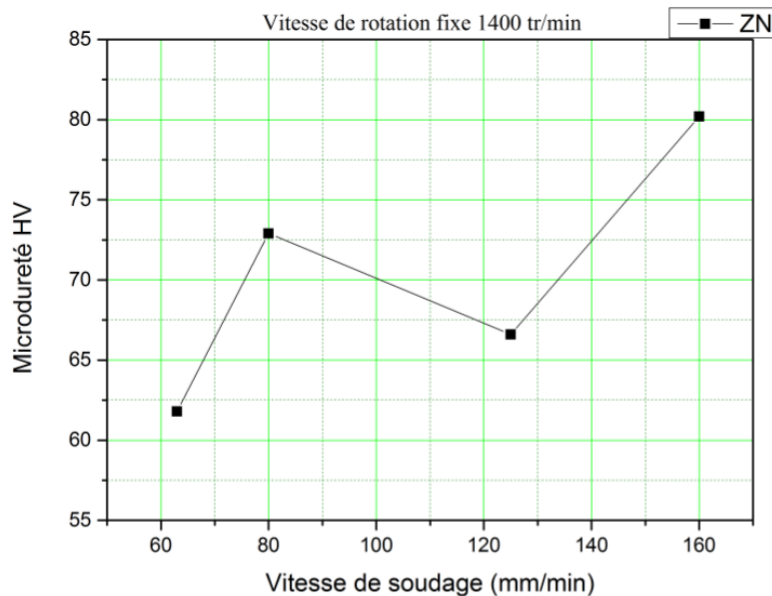


Figure 7. L'évolution de la Microdureté dans le Noyau en fonction des vitesses de soudage.

Nous voyons que lorsque nous augmentons la vitesse d'avance de 63 à 80 mm/min, le niveau de dureté a augmenté. Lorsque nous avons atteint la vitesse de soudure de 125mm/min, nous remarquons une légère diminution de la dureté dans la ZN, et elle reprend à la vitesse de soudage de 160 mm / min. Cela est dû à un taux de ramollissement plus grand dans toute la zone de soudure. Cette augmentation de la dureté dans le noyau peut probablement être attribuée à la déformation microstructurale induite à la fois par les cycles thermique et mécanique lors du soudage, qui va raffiner les grains et génère une nouvelle structure plus dur que les autres zones.

Ainsi l'augmentation de la vitesse de soudage, résulte une diminution à l'exposition thermique et une élévation de la dureté et la résistance du joint soudé.

3.L'essai de traction

Une éprouvette prélevée pour chaque joint de soudure. Les résultats des essais de traction pour différentes vitesses de soudage sont tracés en contrainte-déformation, figure 8. À la vitesse de rotation de 1400 tr/min et une vitesse de soudage de 63 mm/min, on remarque une très grande variation de la limite, ce qui signifie que notre matériau a subi un traitement thermique changeant ses propriétés, car on est dans le domaine d'une soudure chaude.

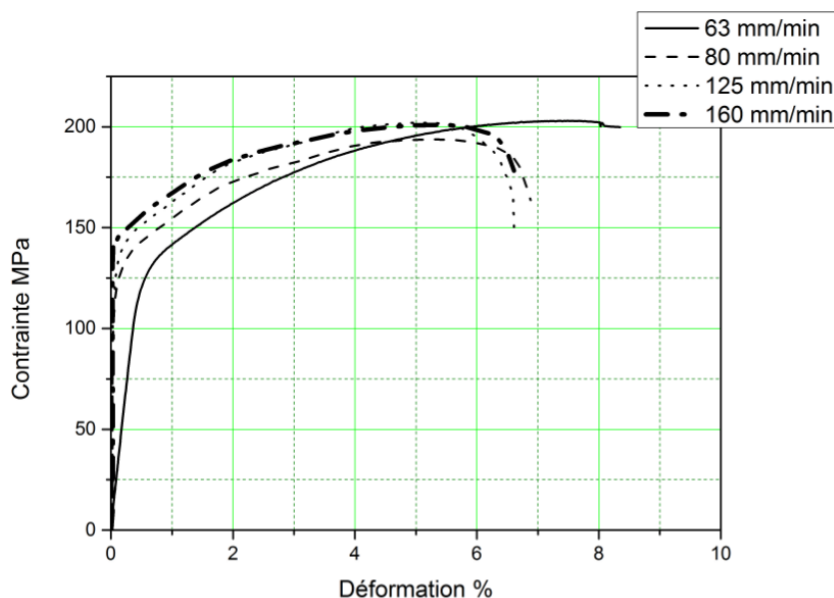


Figure 8. Courbe de traction pour chaque vitesse de soudage.

Une augmentation de la vitesse de soudage affecte moins la résistance à la traction du joint, ceci peut être associé à la diminution de l'apport de chaleur dans la ZAT. Ainsi l'élévation de la chaleur absorbée par le joint, d'une autre manière si on diminue la vitesse de soudage cela abouti à un allongement plus grand à cause d'un traitement thermique lors du soudage résultant une ductilité. Parce qu'une vitesse de soudage plus lente à donner l'avantage à une durée d'exposition thermique plus grande et a encouragé les transformations métallurgiques dans la zone de soudure, ce qui a entraîné une faible résistance à la traction et un allongement plus grand.

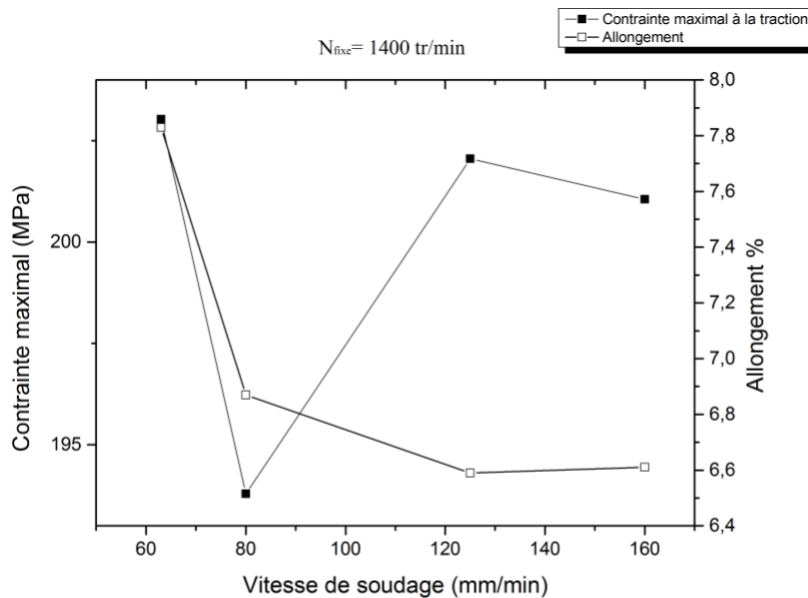


Figure 9. Évolution de la limite à la traction et l'allongement en fonction de la vitesse de soudage.

L'évolution de la limite à la traction et l'allongement en fonction de la vitesse de rotation sont donnés par la figure 9. On remarque que le couple paramètres, 125 mm/min, 1400 tr/min, donne une limite à la traction plus élevée et un allongement plus faible, ce qui explique que le cordon a connu un durcissement significative.

Un coefficient d'efficacité du joint soudé est présenter dans le (Tab.3), avec les différentes propriétés mécaniques ce dernier est défini comme le rapport entre la limite à la traction du joint et du métal de base, ce coefficient est exprimé en pourcentage pour voir à quel point on peut avoir un joint de soudure qui se rapproche du métal de base en termes de propriétés mécaniques.

Tableau 3. Propriétés mécanique des joints soudés avec différentes vitesses de soudage.

Vitesse de Soudage	σ_e (MPa)	σ_{max} (MPa)	A %	Efficacité %
63 mm/min	110	203,03	7,83	65,49 %
80 mm/min	101,12	193,79	6,87	62,51 %
125 mm/min	120	202,056	6,59	65,17 %
160 mm/min	107,09	201,06	6,61	64,85 %

4. Conclusion

Dans ce travail, une étude de l'influence de la vitesse de soudage sur la résistance mécanique du joint par FSW effectué sur des tôles de 2mm d'épaisseur en alliage d'aluminium 6082-T6, avec une vitesse de rotation constante de 1400tr/min.

D'après les différentes constatations obtenus, on conclut que le joint soudé avec la combinaison (1400tr/min, 125mm/min), à présenter une bonne résistance mécanique et une efficacité de 65,17 %.

À vitesse de rotation constante, la résistance mécanique des joints augmente avec l'augmentation de la vitesse de soudage. Cela peut être attribué à la diminution de l'apport de chaleur sur le joint de soudure.

Une baisse de la dureté a été observée dans la région de soudure. Cet adoucissement était plus évident dans la zone affectée par la chaleur, ZAT, sur le côté d'avance des soudures qui correspondait à l'emplacement d'échec dans les essais de traction.

Les faibles vitesses de soudage engendrent une durée d'exposition thermique plus grande et favorisent les transformations métallurgiques dans la zone de soudure (ZS), ce qui a entraîné une faible résistance à la traction et un allongement plus grand.

5. Bibliographie

[1] S. ZIMMER, « contribution à l'industrialisation du soudage par friction malaxage », *Ecole Nationale Supérieure D'art et Métiers*, Paris, 2009.

[2] E. HERSENT, « modélisation intégrée de la précipitation pour le soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium à durcissement structural », *Ecole Nationale Supérieure des Mines*, Saint-Etienne, 2010.

[3] A. BASTIER, « modélisation du soudage d'alliages d'aluminium par friction malaxage », *Ecole Polytechnique*, 2006.

[4] T. LEJOLU, « étude de l'influence des défauts de soudage sur le comportement plastique et la durée de vie en fatigue de soudures par friction malaxage d'un alliage Al-Cu-Li », *Ecole Nationale Supérieure des Mines*, Paris Tech, 2011.

Etude numérique et expérimentale de l'état de contact entre l'outil et la pièce lors d'un procédé de super finition par toilage.

BOUKTIB Naoufal¹, KHELLOUKI Abdeljabar¹

¹ Equipe : Mécanique avancée et applications industrielles, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Université Moulay Ismail B.P. 15290, Al Mansour, Meknès, Maroc
Bouktib.naoufal@gmail.com

RESUME :

Les procédés de super finition sont connus par leur aptitude d'améliorer la topographie de la surface et d'augmenter la résistance à l'usure et la tenue à la fatigue des pièces mécaniques. En super finition par toilage, l'outil est une bande abrasive supportée par un galet de contact en polymère (Fig.1), de ce fait l'outil est extrêmement élastique d'où la particularité de ce nouveau procédé par rapport aux autres procédés de super finition conventionnels où l'outil est rigide.

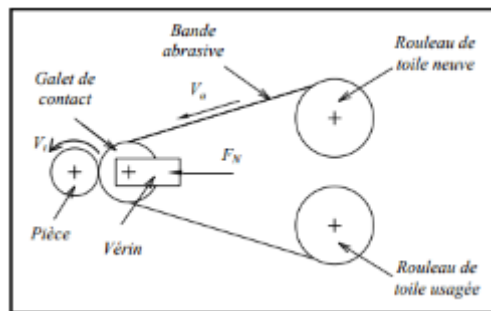


Fig.1 : Le procédé de toilage

L'objectif de cette étude est d'apporter une meilleure compréhension des mécanismes de contact entre l'outil et la pièce lors d'un essai de toilage. Trois approches ont été étudiées : une approche théorique basée sur la théorie du contact de hertz entre 2 cylindre, la deuxième est expérimentale basée sur un essai de toilage instrumenté avec un galet de contact en polymère, une bande abrasive en polyester et une pièce en acier dure 100Cr6 et la troisième approche est numérique basée sur des simulations numériques par éléments finis en utilisant le logiciel ABAQUS.

Les résultats montrent que plus la pression de contact augmente et/ou la dureté de galet de contact diminue plus l'aire de contact augmente. Les résultats théoriques sont sensiblement proches aux simulations numériques ainsi que ceux expérimentales.

Les mots clés : Toilage, super finition, élasticité, abrasifs, Méthode des Eléments Finis, contact d'hertz.

1. Introduction :

De nos jours, le toilage est devenu une méthode d'usinage largement utilisée, y compris la superfinition des matériaux après tournage dur et l'usinage des pièces avec surface libres.

Le toilage est un procédé qui consiste à appliquer une pression entre une bonde abrasive et une pièce en rotation à l'aide d'un galet de contact, En même temps la bonde abrasive oscille selon la direction axiale de la pièce. L'avantage de ce procédé par rapport à d'autres procédés de superfinition est l'utilisation d'un galet de contact élastique et une bonde abrasive qui se régénère automatiquement.

Des recherches concernant l'analyse de l'intégrité de surface lors d'un procédé de toilage J.Rech et al [1] and A.Khellouki et al [2], montrent un certain nombre de phénomènes physiques en relation avec les conditions de contact et l'usure de la bande abrasive. L'analyse de ces phénomènes passe par l'étude des mécanismes de la coupe en toilage et des paramètres locaux gouvernants cette opération.

L'étude de contact entre l'outil et la pièce se fait en se basant sur plusieurs paramètres comme la vitesse de la bande, la pression de contact, l'élasticité du galet de contact etc. Mais l'analyse des conditions de contact reste le paramètre clé de cette étude. Dans ce contexte, la plupart des études théoriques sont basées sur l'analyse statique par la théorie du contact de Hertz. W. WANG et al [3] ont proposé un modèle de contact de Hertz simplifié entre un cylindre et une surface plane pour étudier par la suite la zone de contact.

L'objectif de ce travail consiste à effectuer une étude numérique, expérimentale et théorique des différents aspects du contact élastique entre la pièce et l'outil qui se compose de l'ensemble galet de contact et la bande abrasive et par la suite comparer les résultats obtenus. Dans cette étude, la définition des paramètres locaux de contact surtout la surface de contact est prioritaire pour trouver le lien avec la topographie de la surface toilée et le processus de l'enlèvement de la matière.

2. Le contact entre la bande abrasive et la pièce :

1. Caractéristique d'un contact élastique lors d'un procédé de toilage :

La mise en œuvre d'un support élastique pour manœuvrer des outils abrasifs trouve son origine dans la pratique élémentaire qui consiste à appliquer manuellement des toiles pour polir des pièces dont l'objectif est de suivre les formes irrégulières des pièces.

(Fig.2) montre deux outils abrasifs de forme sphérique, l'un rigide et l'autre élastique, destinés à polir une surface fraisée qui a une certaine rugosité. L'outil rigide pénètre dans la surface en

enlevant toute la matière qui se trouve dans sa trajectoire laissant ainsi son empreinte sur la pièce. En revanche, l'outil élastique se déforme en se conformant au profil de la surface. Donc le contact se fait entre les grains abrasifs portés par la bande en enlevant progressivement les crêtes des sommets du profil. Un outil abrasif élastique améliore donc la rugosité de la surface toute en gardant la forme nominale de la surface ce qui n'est pas le cas d'un outil rigide.

D'autre part, la surface de contact entre la pièce et l'outil dépend essentiellement de l'élasticité de ce dernier. (Fig.3) compare deux situations de contact, une correspond au toilage dont l'outil est élastique, l'autre au pierrage dont l'outil est rigide. Si la surface de contact est la même pour les deux procédés à une force appliquée F_1 , il ne l'est pas pour une force F_2 plus grande. En effet, quand la force appliquée augmente, Le galet de contact qui est très élastique s'écrase de plus en plus contre la pièce augmentant ainsi la surface de contact tandis que la pierre abrasive garde la même surface de contact quel que soit la force appliquée.

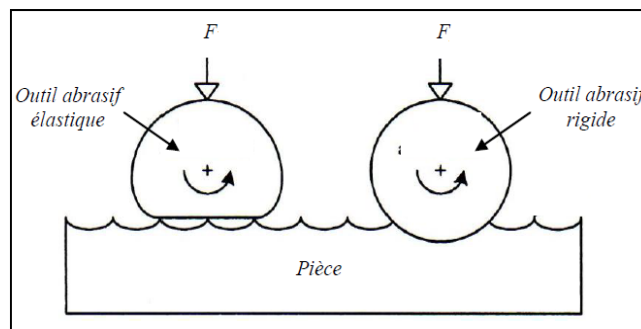


Fig.2 : le contact entre la pièce et un outil élastique et un autre rigide

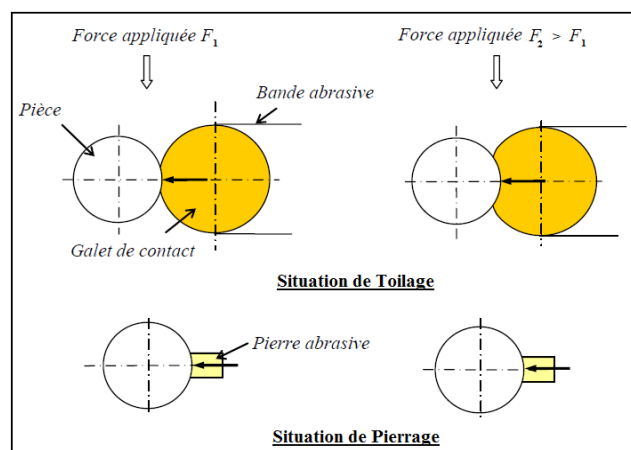


Fig.3 : Comparaison entre la situation de toilage et celle de pierrage

3. L'étude de la déformation élastique de la zone de contact :

Au cours du procédé de toilage, le galet de contact se déforme en se conformant à la surface de la pièce cylindrique (Fig.4). Le paramètre L est la longueur de la zone de contact entre la pièce et la bande. La largeur de cette zone ℓ dépend de la force appliquée F et du module de Young E du galet de contact qui est lié à la dureté Shore A du matériau.

Les relations entre la déformation du galet de contact (caractérisée par la largeur ℓ) et de la force appliquée F ont été quantifiées expérimentalement et numériquement pour deux différentes duretés de galet. Ces études ont été effectuées sans aucune rotation de la pièce.

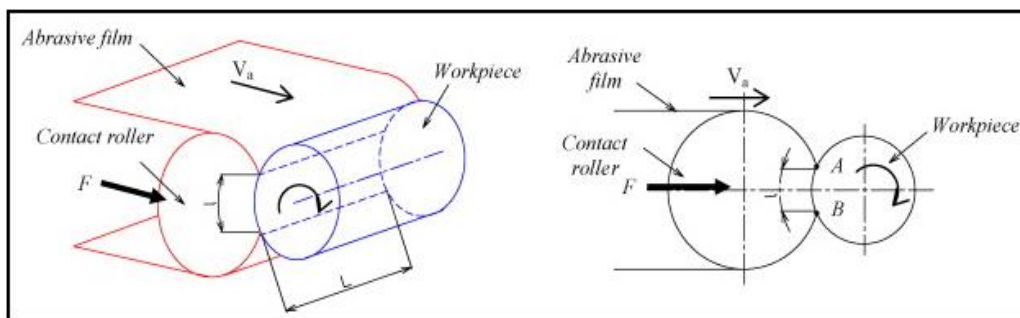


Fig.4 : le contact lors d'un procédé de toilage

1. Etude théorique :

L'étude théorique est effectuée en se basant sur le modèle de contact d'Hertz entre deux cylindres (Fig.5)

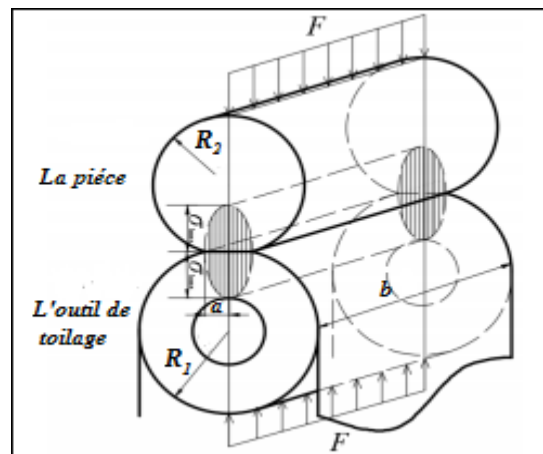


Fig.5 : Le contact d'Hertz entre deux cylindres

Lorsque deux corps de différents rayons de courbure sont mis en contact, ils se touchent en un point ou le long d'une ligne. Avec l'application d'une charge F sur le premier cylindre la déformation élastique élargit les zones des deux corps en contact à travers lesquels les charges sont réparties sous forme de pression. La première analyse de cette situation a été présentée par

Heinrich Hertz en 1881 [4]. La largeur de contact ℓ entre deux cylindres selon le modèle de contact d'Hertz est modélisée selon l'équation (1) :

$$\ell = 2 \sqrt{\frac{4F \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right)}{\pi b \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right)}} \quad (1)$$

Avec, E_1, ν_1 et E_2, ν_2 sont respectivement le module de Young et le coefficient du poisson du galet de contact et de la pièce. R_1 et R_2 sont respectivement les rayons du galet de contact et de la pièce.

Pour calculer le module de Young du galet de contact pour les deux différentes duretés 70, 90 Shore A, certains auteurs ont pu établir un lien entre le module de Young et la dureté [5] selon l'équation (2).

$$E = \frac{15,75 + 2.15 \text{ ShA}}{100 - \text{ShA}} \left(1 + 0.3 \frac{\text{ShA}}{100} \right) \quad (2)$$

En se basant sur les différents paramètres du tableau 1, on a obtenu les résultats exposés dans (Fig.8), pour deux valeurs du module de Young correspondant aux duretés de galet 70 et 90 Shore A.

La force appliquée F (N)	De 155 jusqu'à 930
La longueur de contact b (mm)	35
Le diamètre de la pièce (mm)	29
Le diamètre du galet de contact (mm)	35
Le module de Young de la pièce E_2 (GPa)	210
La dureté du galet de contact, Sh A	70, 90 Shore A
Coefficient de poisson du galet de contact ν_1	0.47
Coefficient du poisson de la pièce ν_2	0.3
Le matériau de la pièce	Acier (100Cr6)
Le matériau de la bonde abrasif	Polymère (polyuréthane)
Le matériau du galet de contact	Polyester

Tableau 1 : les paramètres utilisés lors de l'étude théorique

2. Etude expérimentale :

Les tests ont été effectués sur des pièces en acier dure 100Cr6 (AISI 52100) trempé à 62 HRC. Les pièces ont été préparées par tournage dur pour obtenir une bonne géométrie macroscopique. Cette opération a été menée sur une tour de haute précision. Pour effectuer cette opération, des plaquettes en c-BN (TNGA160408S01020) ont été utilisées avec les conditions de coupe

suivantes : Vitesse de coupe, $V_c = 120$ m/min ; Vitesse d'avance, $f = 0,1$ mm/tr ; Profondeur de coupe, $a_p = 0,3$ mm.

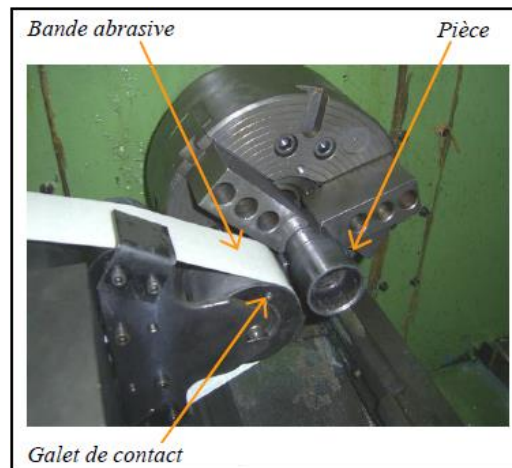


Fig.6 : Montage expérimentale

Le procédé de toilage a été effectué au moyen de l'appareil présenté dans (Fig.6). Les essais ont été effectués à l'arrêt.

(Fig.8), représente l'évolution de la largeur de contact ℓ mesurée en fonction de la force normale appliquée, F , pour deux galets de duretés différentes. Evidemment, la largeur de contact augmente avec la force appliquée F . Cette largeur est plus grande pour un galet de 70 Shore A que pour un galet de 90 Shore A.

3. Etude numérique par MEF :

L'étude numérique de la zone de contact lors d'un procédé de super finition par toilage est effectuée par le logiciel ABAQUS.

Un modèle statique 2D, (Fig.7) qui se compose de la pièce en Acier 100Cr6, le galet de contact et la bande abrasive. Le maillage est effectué par des éléments de type C3D8R et de taille 0.1mm pour une révolution de 75 μ m, les paramètres des différents composants sont indiqués dans le tableau 1.

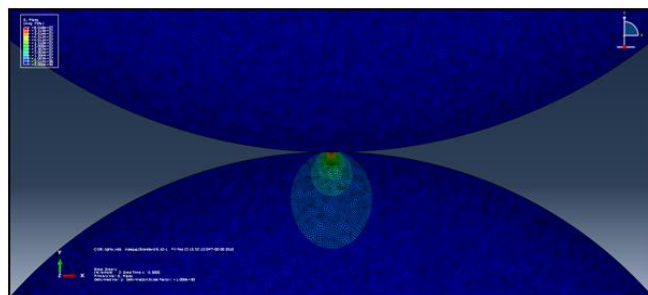


Fig.7 : La simulation numérique 2D de contact lors d'un procédé de toilage

(Fig.8), représente les résultats numériques obtenus après la simulation de l'état de contact lors du procédé de toilage pour deux différentes duretés du galet de contact 70 et 90 Shore A. D'après cette figure, il est clair que la largeur de contact ℓ augmente avec la force appliquée F et comme on l'a déjà indiqué dans l'étude expérimentale cette largeur est plus grande pour un galet de contact dont l'élasticité est plus grande.

4. Comparaison des résultats :

(Fig.8) montre d'une part que les résultats obtenus par la théorie de hertz est très proche de ceux du modèle numérique par MEF. L'erreur moyenne entre les deux approches est respectivement de 3.15% et 2.50 % pour un galet de contact de dureté 90 Shore A et 70 Shore A. D'autre part la différence entre le modèle théorique et expérimental est assez importante dont l'erreur moyenne pour les duretés 90 Shore A et 70 Shore A est respectivement 10.54% et 13,83%. Cette erreur est dû aux faites que le module de Young E du galet de contact lors de l'étude expérimentale ne correspond pas exactement à celui utilisé lors des approches numériques et théoriques.

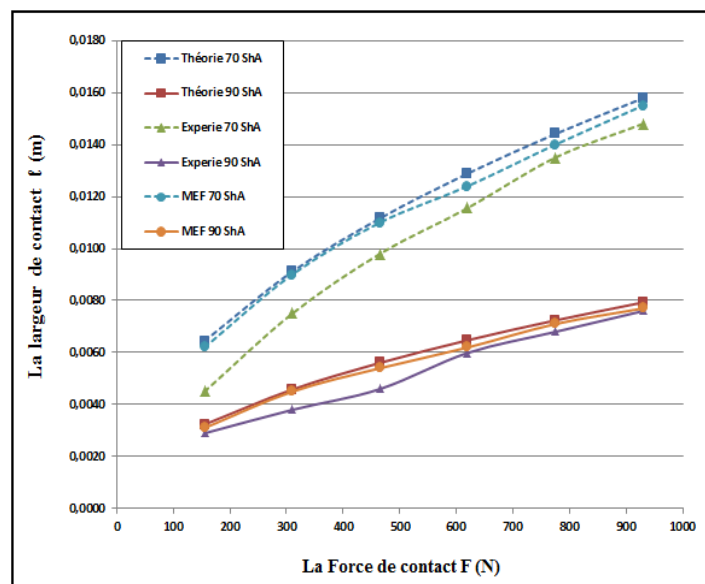


Fig.8 : La force de contact en fonction de la largeur de contact pour les différentes approches.

5. Conclusion :

Cet article porte sur l'étude de la largeur de contact ℓ lors d'un procédé de toilage. Dans un premier temps, nous avons pu introduire une relation entre la dureté et le module de Young du galet de contact pour prouver l'exactitude du modèle théorique, et son efficacité a été confirmée.

par un écart moins de 5% par rapport au modèle numérique. Nous avons ensuite comparé les différents résultats obtenus pour interpréter les conséquences induites par la variation des différents paramètres. Notamment nous avons observé que :

- L'augmentation de la force de contact implique l'augmentation de la largeur de contact ℓ .
- La largeur de contact atteint des valeurs plus élevées pour des galets de contact de petite dureté.
- L'erreur entre le modèle théorique et expérimentale implique l'importance ainsi que la difficulté de la définition d'un module de Young du galet de contact pour avoir des résultats plus précis

Référence :

[1] J. Rech, A. Khellouki, G. Kermouche, W. Grzesik, et al. Characterization and modelling of the residual stresses induced by belt finishing on a AISI52100 hardened steel. Journal of materials processing technology 208 (2008) 187–195.

[2] A Khellouki, J Rech, H Zahouani. The effect of abrasive grain's wear and contact conditions on surface texture in belt finishing. Wear, 2007, vol. 263, p. 81-87.

[3] Wang W, Liu F, Liu Z, et al. Prediction of depth of cut for robotic belt grinding. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016:1-10.

[4] PALADE, Adrian-Ciprian. Caractérisation du comportement mécanique de la sous surface d'un polymère percé, sous une sollicitation de type hertzienne. 2013. Thèse de doctorat. Université de Bourgogne.

[5] <http://www.chevalier-cleret.com/event/young-modulus-for-rubber.html>

INTERNATIONAL CONGRESS FOR APPLIED MECHANICS JET'2018
2, 3 et 4 mai 2018, Marrakesh Maroc

CALIBRATION DE MODELES DISCRETS DANS LE CAS D'ECOULEMENT GRANULAIRE DANS UN SILO

Salma Ben Turkia^{1, 2, 3}, **Nicolin Govender**^{2,4} **Patrick Pizette**^{2,3}, **Nor-Edine Abriak**^{2,3},
Daniel N. Wilke⁵

¹Université Arabe des Sciences, Tunis, Tunisie; ²IMT Lille Douai, Institut Mines – Télécom, EA 4515 -LGCgE-
Laboratoire de Génie Civil et géo-Environnement, Civil Engineering & Environmental Department, F-59508
Douai, France; ³Université de Lille, F-59000 Lille, France; ⁴Research Center Pharmaceutical Engineering, GmbH, Graz
, Austria; ⁴Centre for Asset and Integrity Management, University of Surrey, United Kingdom ⁵University of
Pretoria, Pretoria, 0086, South Africa

Mots clés: Méthode des éléments discrets, Comportement mécanique, Optimisation, Calibration

Keywords: Discrete Element Method, Mechanical behavior, Optimization, Calibration

Résumé

Les applications de transformation, de transport, de stockage et de mélange des matériaux granulaires sont soumises à plusieurs phénomènes comme la ségrégation, problème de maniabilité et de blocage qui se révèlent très problématiques pour les industriels, Ainsi, la prédiction de la dynamique des matériaux granulaires est importante dans la conception et l'optimisation de tels processus. L'explication des propriétés macroscopiques des milieux granulaires nécessite une bonne maîtrise du comportement mécanique du matériau et donc une bonne compréhension des mécanismes mis en jeu à l'échelle locale (des grains). L'approche proposée par la méthode des éléments discrets (DEM, Discrete Element Method) traite d'une manière individuelle le comportement de chaque particule, en prenant en compte les forces de contact entre particules entre ces dernières. Cependant, le calcul DEM est très coûteux en temps de calcul réduisant le potentiel de ce type de modélisation.

Dans le cadre de cette étude, nous utilisons les approches sous GPUs (Graphic Processing Units) ce qui permet d'augmenter considérablement les capacités de calcul d'un point de vue nombre de particules et temps de calcul permettant d'ouvrir des nouvelles voies de la DEM pour des applications aux grandes échelles via l'utilisation du code de calculs BLAZE-DEM GPU. Cependant, l'efficacité du modèle discret dépend fortement du processus de calibration des modèles des forces de contact permettant d'assurer une meilleure concordance entre la réponse expérimentale et celle du modèle numérique. Le processus que nous proposons dans cette étude repose sur la conception des expériences et sur les stratégies d'optimisation afin de trouver les paramètres optimums du modèle. En particulier, deux approches expérimentale et numérique sont montrées afin de vérifier la prédictibilité des modèles de DEM pour des applications à l'échelle du laboratoire et pour des applications futures à l'échelle industrielle.

Abstract

The processing, handling and storage of granular materials is part of the production process in numerous industries. Thus reliably predicting the dynamics of granular materials is important in design and optimization of such processes where the material is subjected to several phenomena such as segregation, arching, and jamming which are problematic for manufacturers. The dynamics of granular media is complex and cannot be described by a close form solution on the macroscale in a general sense. Hence numerical simulation on the micro scale (individual particles) is the only way to accurately predict the dynamics of granular material in all conditions. However it is not computationally feasible to simulate all the forces acting on the micro-scale, such as gravitational, electrostatic, molecular and other long range forces. Fortunately by considering just the gravitational force we can accurately simulate a large number of materials using the Discrete Element Method (DEM) which simulates the motion of each particle individually by taking into by modeling the mechanical forces between them. However, the DEM is computationally expensive and realistic simulations take many months to run on a CPU. In the framework of this study, we use the GPUs (Graphic Processing Units) on which the DEM is hundreds of times faster to provide a tremendous increase to the computation workspace (number of particles and computation duration) available to the DEM creating new opportunities to solve problems that previously were too computationally expensive to investigate with traditional methods. In this study, we make use of the BLAZE-DEM GPU framework to perform the simulations of these large scale problems. The efficiency of the discrete element model strongly depends on the calibration process of the model to ensure a better match between the experimental response and the numerical model response. The process we proposed relies on the design of experiments and optimization strategies to find the optimal parameters of the model. In particular, two experimental and numerical approaches are shown to verify the predictability of DEM models for laboratory scale applications and future industrial applications.

1. Introduction

La consommation irrégulière de la récolte des produits alimentaires (sucre, farine, etc.) ou d'une large gamme de production industrielle tels que les granulats et les poudres pharmaceutique a mené à la réalisation de stocks permettant une meilleure répartition des produits. Les silos et les trémies de stockage s'avèrent les plus utilisés dans ce type d'application allant du stockage de quelques tonnes à des millions de tonnes.

Les problèmes liés aux installations de stockage, de dosage, de transport de ces matériaux représentent malheureusement un enjeu majeur pour les industriels. Généralement, on a tous les moyens techniques et matériels afin de concevoir un dispositif rentable et à prix réduit mais les causes des phénomènes de ségrégation et de maniabilité lors du stockage des matériaux granulaire nécessitent encore plus de recherche.

Les écoulements granulaires peuvent constituer une véritable filière de valorisation et surtout permettre de contribuer dans la démarche du développement durable si on arrive à répondre aux différentes problématiques. L'ambiguïté ainsi confère aux propriétés particulières des particules. Lors de la vidange de silo, différents paramètres sont susceptibles d'influencer l'écoulement granulaire. La simulation numérique est la seule façon de prédire avec précision la dynamique du matériau granulaire.

Plusieurs approches sont possibles pour décrire et tenter de modéliser les milieux granulaires [1]. La méthode par éléments discrets (DEM) qui consiste à modéliser les particules à l'échelle des grains semble être la plus appropriée pour l'étude d'un milieu granulaire considéré comme un ensemble de grains indépendants, de tailles et de formes diverses, pouvant avoir des propriétés de surface très différentes.

Les calculs par éléments discrets s'appuient principalement sur des plates-formes de calcul par unité de traitement (CPU) avec des processeurs multi-cœurs [2]. Dans ce cas, le nombre de particules pouvant être simulé est limité afin d'avoir des délais réalistes sur des stations de travail typiques [3]. Dans le cadre de ce travail, nous étudions l'écoulement granulaire sur des systèmes composés de milliers de particules sphériques mono-disperses via l'utilisation du calcul Haute Performance appliquée à la modélisation discrète. Dans le cadre de collaboration entre IMT Lille Douai et l'Université de Prétoria, des études d'écoulement granulaire ont été menées pour des grandes échelles en utilisant le code de calculs BLAZE-DEM GPU [4, 8, 10]. Ces études ont montré en particulier que l'utilisation de GPUs permettait d'accroître considérablement la puissance de calculs en augmentant le nombre de particules modélisées tout en diminuant les temps de calculs.

Dans le cadre de cette étude, l'objectif est de poursuivre l'utilisation des approches DEM sous GPUs pour décrire des écoulements aux grandes échelles tout en proposant des méthodes expérimentales afin d'identifier les paramètres des modèles de lois de contact adaptées aux problématiques industrielles et adaptables à l'approche numérique développée dans le cadre de ce travail. Cet article propose une méthodologie expérimentale afin de suivre le processus d'écoulement pour des matériaux granulaires tout en menant des simulations discrètes sous GPUs en vue de proposer une comparaison systématique expérimental/numérique. Pour une première approche, le matériau granulaire choisi est de forme géométrique simplifiée (bille de verre) où de petits volumes sont utilisés. En particulier aussi, des techniques d'analyse d'images (PIV) ont été mises en place pour étudier les écoulements granulaires et faciliter les comparaisons entre les résultats numériques et expérimentaux.

2. Méthode aux éléments discrets (DEM)

2.1 Principe de la DEM

Initialement développé par Cundall and Strack [12], la méthode des éléments discrets prend en compte de façon explicite la nature granulaire du matériau en modélisant chaque particule de façon individuelle. Le calcul DEM se fait suivant une boucle illustrée sur la figure suivante. A chaque pas de temps, les interactions entre les particules sont détectées en fonction de la déformation macroscopique imposée, ensuite chaque particule cherche à atteindre une position d'équilibre mécanique.

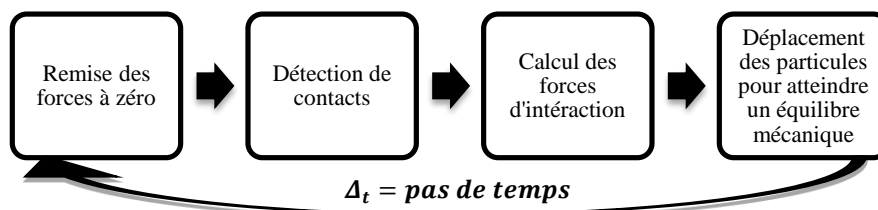


Figure1 : Schéma récapitulatif de la résolution numérique discrète

Pour savoir si les particules sont en contact ou pas, on calcule la distance de chevauchement entre les particules rapprochées. A partir de chaque particule et de l'état de chargement de chaque contact, on détermine à partir des lois d'interaction, les forces exercées sur chaque particule afin d'en déduire la force totale exercée sur une particule donnée. Le calcul de nouvelles positions à l'instant t est réalisé par l'intégration de la seconde loi de Newton (Principe fondamental de la dynamique) à l'aide d'un algorithme d'intégration temporel. On déduit la part de déplacement due au réarrangement pour tendre vers l'équilibre mécanique en utilisant la vitesse et l'accélération au pas de temps. On peut ainsi déterminer les nouvelles positions de chaque particule. Dans le cadre des simulations menées ici, nous utilisons le modèle raideur-amortisseur.

2.2 BLAZE-DEM GPU code

Le développement du GPU (unité de traitement graphique, Graphical Process Unit (GPU)) est une technologie qui permet de réaliser des calculs en parallèle sur les milliers de processeurs que peut contenir une carte graphique [4][5][6]. Dans le cadre des méthodes particulières, le calcul sous GPUs s'avère une solution technique pour augmenter les calculs DEM en termes de performances [7]. Bien que le GPU ait de nombreux avantages, il présente également divers défis aux implémentations de la méthode des éléments discrets, beaucoup d'études ont été dirigées vers des particules sphériques sur le GPU. [6][2][9]. Dans le cadre de ce travail, nous utilisons en particulier le code BLAZE-DEM GPU, développé par Govender et al, qui permet une représentation et un calcul efficace de systèmes mono-dispersés et poly-dispersés pour les particules à la fois sphériques et/ou polyédriques [10].

3. Approche expérimentale d'étude d'écoulement

L'étude micromécanique des matériaux granulaires est un champ d'investigation récent dans lequel l'usage des simulations numériques discrètes est venu compléter les expériences physiques sur des matériaux modèles. Dans cette section, nous présentons à la fois les matériaux et les expérimentations.

3.1 Matériaux utilisés

Lors de cette étude, notre choix est porté sur des matériaux de forme simple sphérique qui sont des billes de verre comme le montre le tableau 1. L'avantage de modéliser le matériau comme étant une sphère est de faciliter les interactions et la détection de contact entre particules dans les approches numériques. Le tableau 1 décrit à la fois les diamètres et la quantité de matériau utilisé. En particulier, la masse de matériaux est conservé constante quel que soit le diamètre des billes.

Tableau 1 : récapitulatif des empilements initiaux

Diamètre (mm)	volume d'une bille (mm^3)	Masse d'une bille (g)	Masse totale (g)	N particules
2	4.189	0.010	2500	238732
4	33.510	0.084	2500	29842
6	113.097	0.283	2500	8842

3.2 Etude expérimentale de l'écoulement

Les essais ont été dans le Laboratoire du Génie Civil et géo-Environnement de l'IMT Lille Douai. Les silos utilisés dans cette étude sont de dimension (25*14*4 cm³) comme le montre la figure 2.

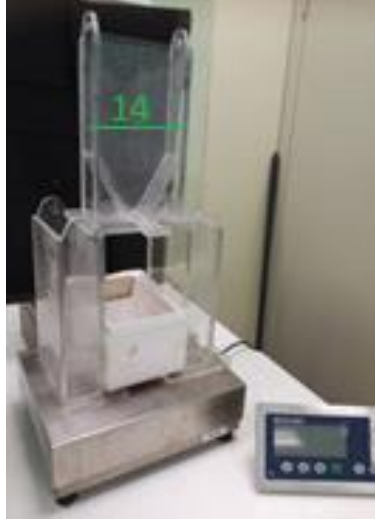


Figure 2 : Dispositif expérimental de l'écoulement granulaire

Une caméra rapide (IMPERIX IPX-VGA 2010) capable de capturer le mouvement des particules (210 images/s) avec une résolution de 640×480 pixels a été utilisée dans cette étude. Dans le cadre de ce travail, nous avons utilisé le logiciel FIJI avec en particulier l'utilisation de technique de traitement d'image PIV (Particle Image Velocimetry) qui avait été appliquée avec succès sur des écoulements en silo dans une étude précédente [11]. Dans le cadre de l'application de la méthodologie sur les essais pour un silo à fond plat, les essais ont permis de déterminer l'angle β et ceci afin de l'appliquer dans les formules théoriques de calcul des débits des silos avec un angle de trémie $\alpha \leq \beta$. En particulier, la zone stagnante correspond à la zone où la vitesse de l'écoulement est nulle, c'est-à-dire l'angle entre la verticale et la zone présentée en bleu sur les images fournies sur la figure 3.

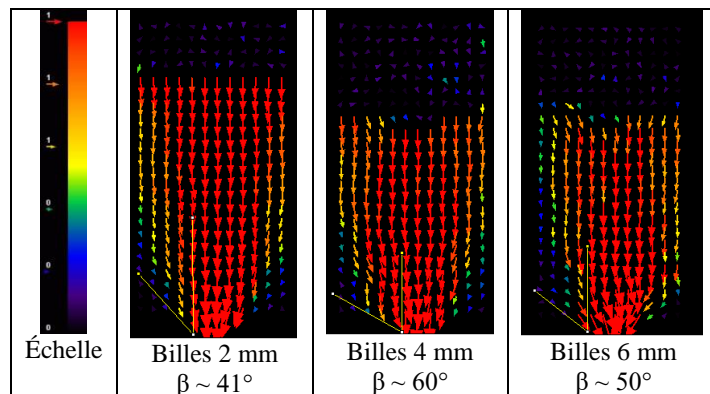


Figure 3 : Détermination de l'angle β

Les essais sont réalisés pour trois types de silo à trémie fond plat, à trémie 30° et à trémie 60° pour chaque matériau. Dans cet article, nous avons choisi de présenter les résultats des essais dans un silo à fond plat. Les courbes de décharge associées sont représentées ci-dessous. Afin d'assurer une meilleure reproductibilité entre les résultats expérimentaux et numériques, les paramètres d'entrée du code ont été déterminés expérimentalement.

3.3 Etude empirique de l'écoulement

La mesure de l'évolution de la masse de l'échantillon au cours du temps est une étape primordiale pour la caractérisation d'un écoulement granulaire. Les mesures sont modélisées sur une courbe de décharge dont la pente « Q_m » est équivalente au débit massique d'écoulement.

Nedderman (1992) a réécrit l'équation du débit en combinant les deux corrélations de Beverloo et de Rose et Tanaka, et l'équation du débit a eu une nouvelle forme appelée corrélation RTBN (Rose-Tanaka-Beverloo-Nedderman) tel que :

$$Q = Cb\rho_b\sqrt{g}(D - kd)^{\frac{5}{2}}\left(\frac{\tan\alpha}{\tan\beta}\right)^{-0,35} \quad , \quad \text{Si} \quad \alpha \leq \beta$$

$$Q = Cb\rho_b\sqrt{g}(D - kd)^{\frac{5}{2}} \quad , \quad \text{Si} \quad \alpha > \beta$$

Avec : A : Surface de l'orifice ; P : Périmètre de l'orifice

Cette équation a été utilisée pour calculer le débit empirique de nos écoulements.

4. Simulation DEM de l'écoulement

Comme déjà montré dans la partie 2, l'importance de la simulation numérique consiste à rapporter des informations difficiles à déterminer expérimentalement surtout à l'échelle des grains. Le questionnement se pose ainsi par rapport afin de s'assurer que les résultats obtenus reproduisent la réalité d'où l'objectif des études comparatives faites dans le cadre de ce travail.

Les comparaisons des écoulements pour les trois diamètres de bille sont montrées sur les figures 4, 5 et 6. En particulier, les résultats montrent une bonne reproduction de l'écoulement expérimental à la fois via les différentes clichés photographiques pris à plusieurs instants de l'écoulement et à la fois via le suivi du débit d'écoulement où sont représentés les données expérimentales, les résultats de simulation DEM et le modèle empirique de la loi de Beverloo.

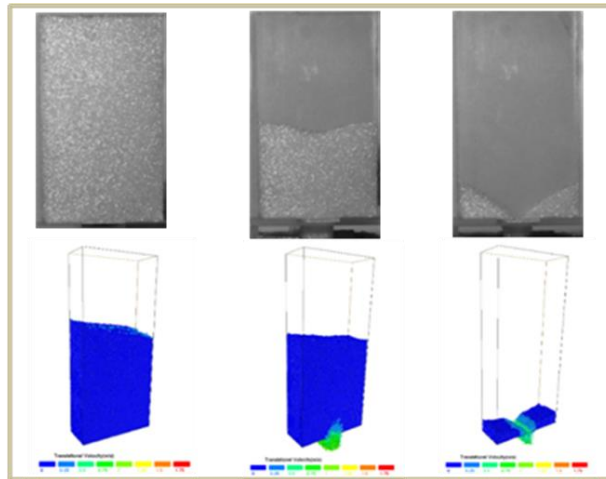


Figure 4: Comparaison entre les résultats expérimentaux, numériques et empiriques pour l'écoulement des billes-2mm dans un silo fond plat

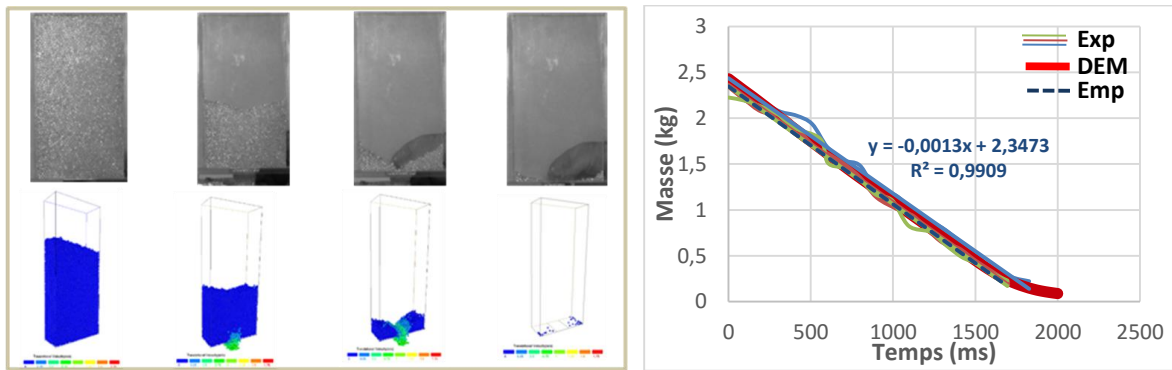


Figure 5: Comparaison entre les résultats expérimentaux, numérique et empirique pour l'écoulement des billes-4mm dans un silo fond plat

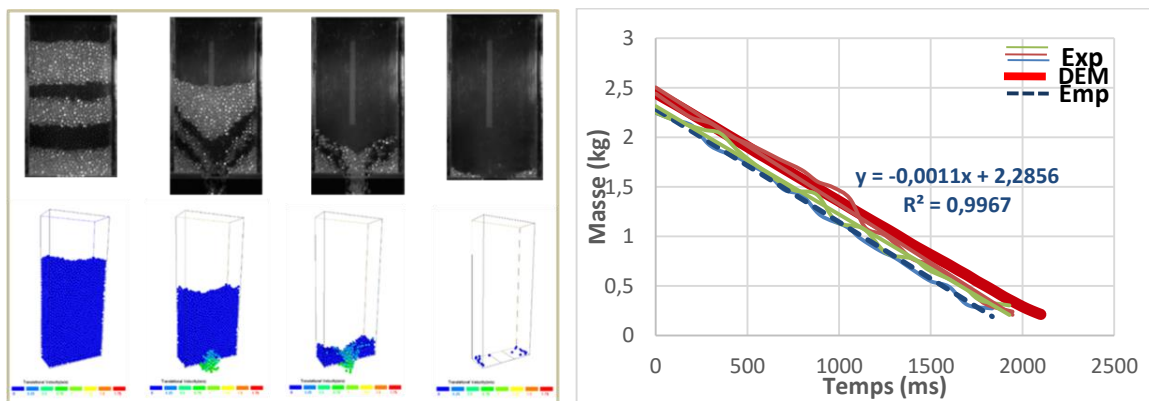


Figure 6: Comparaison entre les résultats expérimentaux, numérique et empirique pour l'écoulement des billes-6mm dans un silo fond plat

5. Conclusion et perspectives

Les résultats montrent que pour des écoulements sur des dispositifs de laboratoire, les simulations numériques via la méthode aux éléments discrets et les résultats expérimentaux coïncident. A noter que les calculs via le logiciel BLAZE-DEM GPU sont obtenus dans des temps de simulation très raisonnables. Par conséquent, les résultats obtenus sont très encourageants ouvrant de multiples voies de leur utilisation pour des systèmes poly-dispersés de formes géométriques plus complexes permettant de s'ouvrir sur des applications industrielles réelles. Après cette première étape de validation, les perspectives de ce travail se concentrent sur le développement d'une modélisation à des échelles de taille plus importante d'un point de vue numérique et expérimental et sur la mise en place d'une méthode de calibration optimale des paramètres numériques basée sur des plans d'expériences appliqués aux simulations DEM en vue de proposer une utilisation de l'outil numérique adapté au besoin des industriels.

Références

- [1] L. Staron, "Modélisation continue de la vidange d'un silo granulaire," pp. 1–6, 2013.
- [2] Y. Shigeto and M. Sakai, "Parallel computing of discrete element method on multi-core processors," *Particuology*, vol. 9, no. 4, pp. 398–405, 2011.
- [3] D. Cédric, "Caractérisation de matériaux granulaires et de leurs écoulements dans les silos verticaux. Mise en oeuvre d'une méthode d'investigation expérimentale et numérique," 2005.
- [4] N. Govender, D. N. Wilke, S. Kok, and R. Els, "Journal of Computational and Applied Development of a convex polyhedral discrete element simulation framework for NVIDIA Kepler based GPUs," *J. Comput. Appl. Math.*, vol. 270, pp. 386–400, 2014.
- [5] L. Zhang, S. F. Quigley, and A. H. C. Chan, "Advances in Engineering Software A fast scalable implementation of the two-dimensional triangular Discrete Element Method on a GPU platform," *Adv. Eng. Softw.*, vol. 60–61, pp. 70–80, 2013.
- [6] J. Xu *et al.*, "Quasi-real-time simulation of rotating drum using discrete element method with parallel GPU computing," vol. 9, pp. 446–450, 2011.
- [7] J. Q. Gan, Z. Y. Zhou, and A. B. Yu, "A GPU-based DEM approach for modelling of particulate systems," vol. 301, pp. 1172–1182, 2016.
- [8] P. Pizette, N. Govender, D. N. Wilke, and N. Abriak, "DEM GPU studies of industrial scale particle simulations for granular flow civil engineering applications," pp. 4–7.
- [9] J. Longmore, P. Marais, and M. M. Kuttel, "Towards realistic and interactive sand simulation : A GPU-based framework," *Powder Technol.*, vol. 235, pp. 983–1000, 2013.
- [10] N. Govender, D. N. Wilke, P. Pizette, and N. Abriak, "A study of shape non-uniformity and polydispersity in hopper discharge for spherical and polyhedral particle systems."
- [11] P. Pizette & N-A Abriak, "Particle Image Velocimetry Analysis on 2D Silo Flows", AfriCOMP15 Conference, 2015

[12] P. A. Cundall & O.D.L. Strack, "A discrete numerical model for granular assemblies", *Géotechnique*, 1979, pp. 47-65



Simulation numérique des pipelines fissurées réparées par patch composite

Bezzerrouki Mehadjia^{†1}, Bachir Bouiadjra Belabbés[†], Oudad Wahid^{*}

[†]Laboratoire de Mécanique Physique des Matériaux (LMPM), Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbés, BP89, Cite Ben M'hidi, Sidi Bel Abbas, 22000 (Algérie).

^{*} Laboratoire Smart Structures (SSL) Centre Universitaire de Ain Témouchent, BP284, Ain Témouchent, 46000 (Algérie).

E-mail¹: m_bezzerrouki@yahoo.fr

Résumé : La simulation numérique du comportement des pipelines réparés par patch composite sous effets des diverses sollicitations (traction, flexion et pression interne) est réalisée en utilisant des méthodes d'éléments finis tridimensionnelles à l'aide du code de calcul abaqus. Le facteur d'intensité des contraintes au front des fissures été le critère de rupture. Les intensités des contraintes aux positions internes et externes de la fissure réparée ont été comparées. Les effets des propriétés mécaniques et géométriques de la couche adhésive et du patch composite collé sur la variation du facteur d'intensité des contraintes ont été analysés. Les résultats obtenus prouvent que la présence de la réparation par patch composite collé réduit de manière significative le facteur d'intensité des contraintes, qui peut améliorer la durée de vie du pipeline.

1. Introduction :

Des études nombreuses ont été prouvées l'efficacité de la réparation par patch composite dans plusieurs domaines. Alexandre et Francini ont présentés l'histoire des réparations des canalisations par collage de patch composite [1]. Toutanji et Dempsey ont travaillé à établir des patches composites renforcés par des fibres comme moyen efficace pour la réparation et réadaptation des canalisations [2]. On a travaillé sur les performances de la réparation par patch composite pour les structures fissurées [3]. Dans cette étude, on a analysé les positions internes et externes pour la réparation des fissures avec les patches composites des canalisations sous les effets de la pression interne, de la flexion et de la traction utilisant la méthode des éléments finis.

2. Caractéristiques des matériaux :

On a étudié l'effet de la réparation par patch en composite (verre/époxyde) d'une fissure dans une pipe en (acier inoxydable SA312 Type 304) et collé par l'adhésif FM73. Le modèle est étudié par la méthode des éléments finis tridimensionnels, analysée par le code de calcul Abaqus [4]. Le modèle est soumis à l'effet de la pression interne, du moment de flexion et de la traction chacun d'amplitude de 100 MPa (Figure 1). La figure 2 représente la section de la pipe au niveau de la fissure.

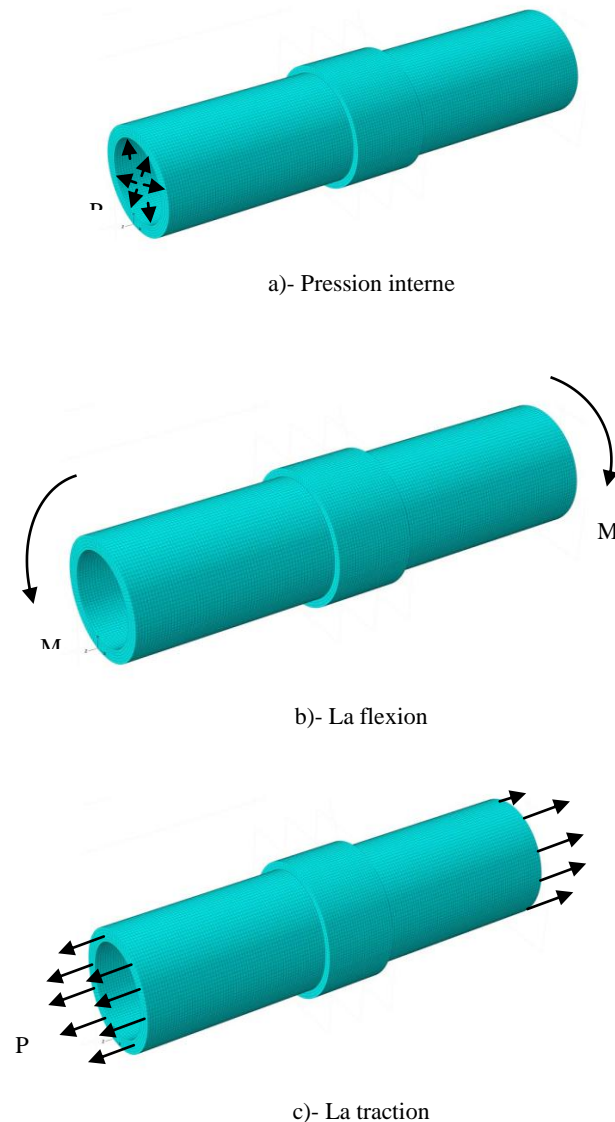


Fig. 1. La pipe réparée sous l'effet de la pression, le moment de flexion et la traction.

Les caractéristiques géométriques de la pipe et de la fissure sont comme suit :

- Diamètre externe : $R_0=31$ mm.
- Diamètre interne : $R_i=24$ mm.
- Diamètre équivalent : $R_m=27.5$ mm.
- La fissure est représentée par l'angle θ . Le tableau 1 décrit les propriétés mécaniques du modèle composé de la pipe fissurée, le patch composite et l'adhésif.

Table 1. Propriétés des matériaux de la réparation de la pipe.

	E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	E_3 (GPa)	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}	G_{12} (GPa)	G_{23} (GPa)	G_{13} (GPa)
Patch (verre /époxyde)	150	25	25	0,21	0,21	0,21	7,2	5,5	5,5
Adhesive (FM73)	2,55			0,32					
Pipe (acier inoxydable SA312Type 304)	204			0,3					

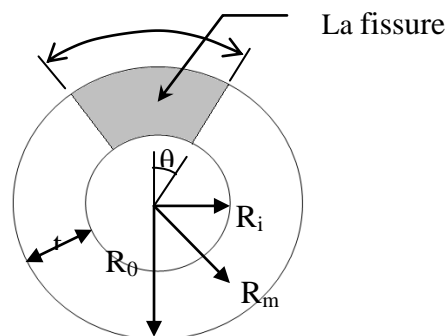


Fig. 2. La géométrie de la fissure dans la section de la pipe.

3. Le modèle éléments finis :

L'analyse est réalisée par la méthode des éléments finis tridimensionnels et à l'aide du code de calcul ABAQUS [5]. La figure 3 présente un le maillage au voisinage de la fissure.

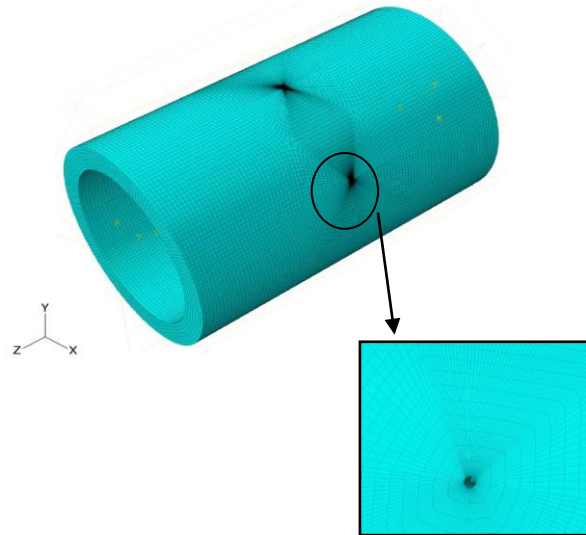


Fig. 3. Maillage au voisinage de la fissure.

4. La réparation des pipelines sous l'effet de la pression interne :

La figure 4 présente la distribution du facteur d'intensité des contraintes (FIC) en front de fissure en position externe pour des structures réparées et non réparées. La réparation par patch en composite de la fissure en position externe présente une réduction considérable du FIC. Tandis que ; en position de fissure interne la réduction est presque négligeable mais la réparation est toujours efficace, comme l'indique la figure 5. Ce comportement est dû au contact direct de la face externe de la fissure avec la couche adhésive et le patch. Le transfert de contrainte de la fissure de la pipe vers le patch composite à travers la couche adhésive est maximal au front de fissure en position externe. Par exemple le FIC est réduit à la position externe de la fissure de $15.11 \text{ MPa} \sqrt{m}$ to $7.24 \text{ MPa} \sqrt{m}$ pour un angle de fissure de 22° , soit une réduction relative de 52%. Le taux de réduction du FIC diminue proportionnellement avec la dimension de la fissure. L'écart important entre le FIC sur la position interne et externe du front de fissure présente un majeur inconvénient dans la réparation des pipes. Revenant à la figure 4, on remarque que la variation du FIC au front de fissure réparé sur la position externe est approximativement linéaire. On prévoit dans le futur des études plus avancées sur la performance des paramètres afin d'établir des équations analytiques du FIC pour la réparation des fissures.

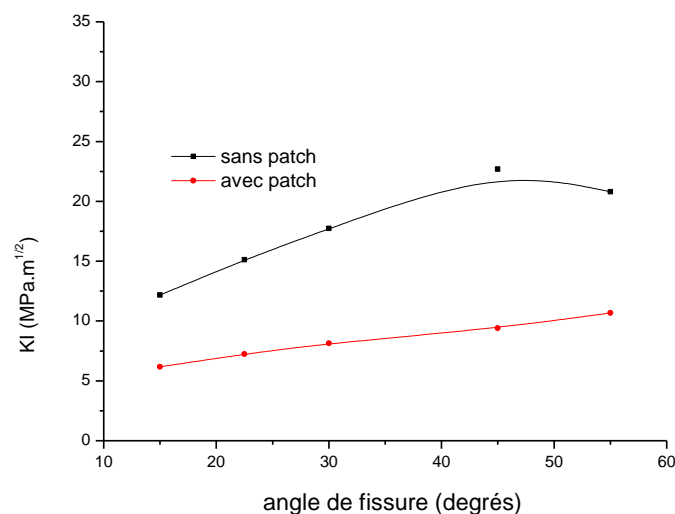


Fig. 4. Le FIC en fonction de l'angle de fissure pour une fissure en position externe réparée et non réparée.

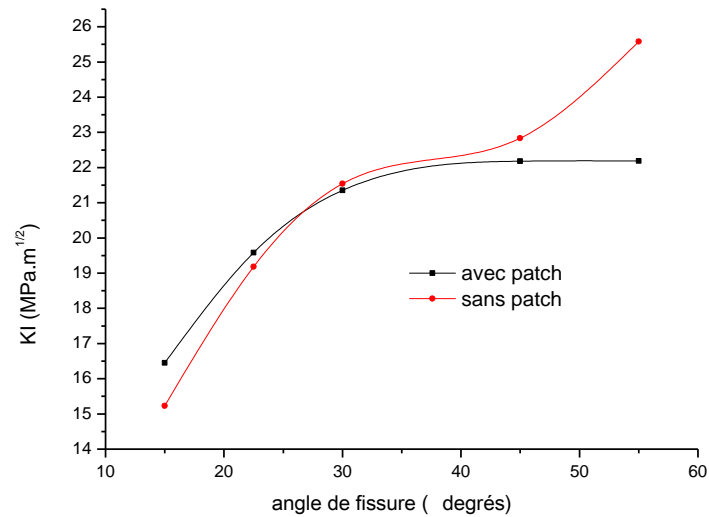


Fig. 5. Le FIC en fonction de l'angle de fissure pour des fissures en position interne réparé et non réparé.

5. La réparation des pipelines sous l'effet du moment de flexion:

La figure 6 présente la distribution du FIC pour des fissures en position externes réparées et non réparées en fonction de l'angle de fissure. On observe une diminution remarquable de la concentration des contraintes ce qui prouve la fiabilité de la réparation par patch en composite des pipes fissurées sous l'effet du moment. A titre d'exemple, pour un angle de fissure de 45° le taux de réduction est de l'ordre de 63%.

La figure 7 montre la distribution du FIC pour des fissures en position internes réparées et non réparées en fonction de l'angle de fissure. On voit une bonne réduction de la concentration des contraintes du côté interne de la fissure.

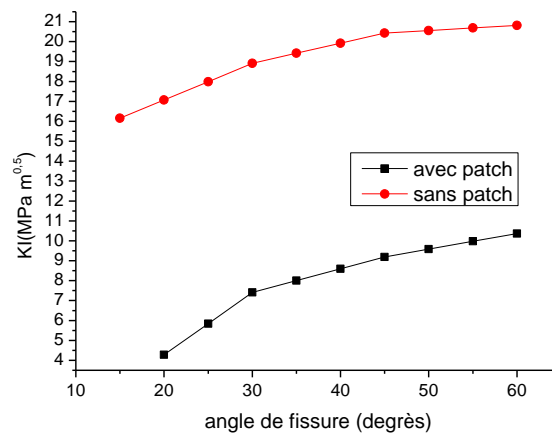


Fig. 6. La variation du FIC en fonction de l'angle de fissure en position externe réparée et non réparée.

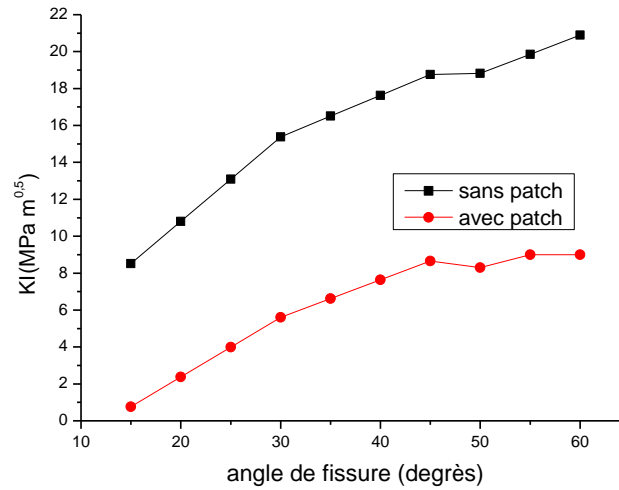


Fig. 7. La variation du FIC en fonction de l'angle de fissure en position interne réparée et non réparée.

6. La réparation des pipelines sous l'effet de la traction :

La figure 8 présente la variation du FIC pour des fissures en position externe réparées et non réparées en fonction de l'angle de fissure. On constate une diminution importante du facteur d'intensité des contraintes. Par exemple, pour un angle de fissure de 45° le taux de réduction est de l'ordre de 59% et on remarque un comportement asymptotique de la courbe représentant la fissure réparée qui prouve le bon effet de la réparation par patch en composite sous chargement en traction de la fissure en position externe.

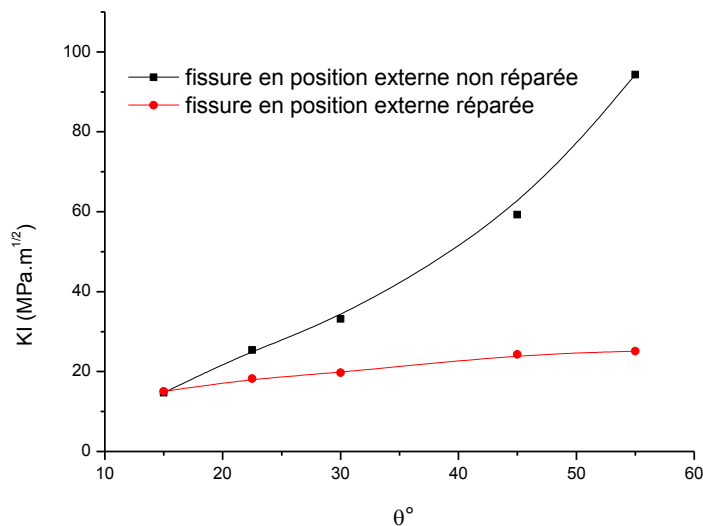


Fig. 8. La variation du FIC en fonction de l'angle de fissure en position externe réparée et non réparée.

Pour examiner l'effet de la réparation par patch composite sur les fissures en positions internes, on expose la figure 9. On remarque que la réparation réduit même la concentration des contraintes au niveau de la fissure en position interne. A titre d'exemple, pour un angle de fissure de 45° le taux de réduction est de l'ordre de 54%.

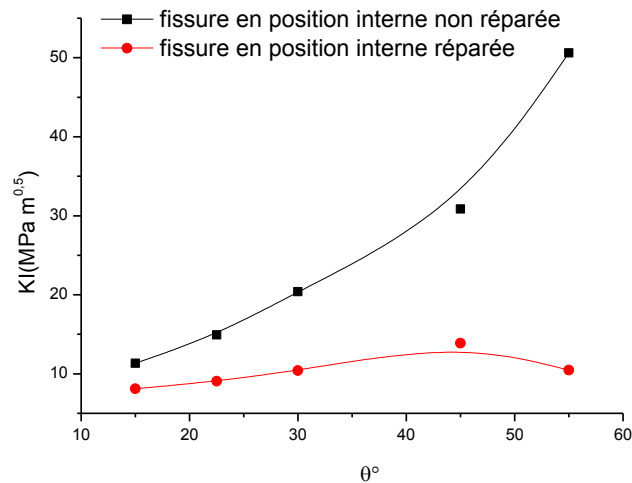


Fig. 9. La variation du FIC en fonction de l'angle de fissure en position interne réparée et non réparée.

7. Conclusion :

La réparation des pipelines fissurés par patch en composite et sous l'effet des sollicitations (pression interne, flexion et traction) est efficace et ça présente une réduction significative de l'intensité des contraintes au voisinage des fissures ce qui augmente la durée de vie des pipes.

8. Bibliographie :

- [1] Alexander CR and Francini R. State of the art assessment of composite systems used to repair transmission pipelines. Paper no. IPC2006-10484. In: Proceedings of the 16th International Pipeline Conference, September 25-29, 2006, Calgary, Canada.
- [2] Toutanji H and Dempsey S. Stress modeling of pipelines strengthened with advanced composites materials. Thin Wall Struct 2001,39,153-165.
- [3] Bezzerrouki M. Analyses de la performance des réparations par patch en composite des structures endommagées. Thesis, Sidi-Bel-Abbès University, Jun 2012.
- [4] ABAQUS/CAE Ver 6.9 User's Manual. Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc,2007. India: Dassault systems.



"Étude et conception d'un robot mobile écologique dédié à la pulvérisation des fraises sous serre "

"R.MAJDOUBI"¹,

"Pr.Lh.MASMOUDI"²,

"Pr.A.ELHARIF"³,

"Pr.M.K.ETTOUHAMI"⁴

¹ "Université Mohammed V, FSR, LCS, Maroc, rania1992.majdoubi@gmail.com"

² " Université Mohammed V, FSR, LCS, Maroc, lhmasmoudi@gmail.com"

³ " Université Mohammed V, FSR, Maroc, elharifa@hotmail.com"

⁴ " Université Mohammed V, ENSET Rabat, Maroc, ettouhamedkarim@yahoo.fr"

Résumé :

" Cette contribution a pour objectif de concevoir un robot prototype mobile écologique dédié à des tâche d'entretiens automatique et localisé de la culture des fraises sous serre.

Le robot prototype est composé d'une plateforme mobile basée sur un châssis à quatre roues motrices, et d'un système de vision à caméra stéréo pour détecter les rangées et localiser les plants de fraises, d'un système à pompe couplé à deux bras manipulateurs avec buses et d'un télémètre laser pour mesurer et cartographier l'environnement. L'autonomie énergétique nécessaire au fonctionnement du robot prototype est assurée par une batterie embarquée, rechargeable via une station de recharge photovoltaïque. L'installation de cette station est l'objet de dimensionnement, d'étude et de comparaison en termes d'ombrage optimal. Les résultats obtenus sont illustrés par des diagrammes des masques des différentes zones du site d'expérimentation. "

Mots clés :

Robot agricole, produit phytosanitaire, plants, conception, panneau photovoltaïque, serre.

1. Introduction

Le progrès scientifique et l'avancement dans le système informatique en rendu possible la réalisation et l'utilisation du robot en agriculture [1][2][3].

Ce travail présente l'étude et la conception d'un robot prototype dédié à des applications en agriculture et en particulier à la tâche de pulvérisation des fraises sous serre. En effet, le robot prototype permettra d'augmenter le rendement et la rentabilité tout en optimisant la pulvérisation des pesticides, en diminuant le cout de l'énergie et de la main d'œuvre ainsi que les risques sanitaires humains et environnement.

La démarche de la conception de ce prototype adopte l'approche de Pahl et Beitz [4]. elle repose principalement sur quatre étapes : la planification et de clarification des tâches, la conception conceptuelle, conception préliminaire et la conception détaillée.

Le prototype prévu est l'objet d'intégration d'un module d'énergie propre [5] pour l'autonomie de son fonctionnement. Ceci nécessite une étude préalable de dimensionnement de système photovoltaïque. On s'est intéressé à étudier l'effet de masque [6] sur la zone prévue pour l'expérimentation. A cet effet, une serre tunnel dédié à l'expérimentation du robot prototype, nommé AgriEco Robot, a été installée récemment à la faculté des sciences de rabat.

2. Conception et élaboration d'une plateforme mobile :

1. Caractéristiques du Robot:

Le robot prototype agricole « AgriEco Robot » est une plateforme mobile dédié à des applications des tâches d'entretiens et de pulvérisation de produit phytosanitaire des fraises sous serre. Les caractéristiques du robot prototype se résument ainsi :

- Plateforme de dimension : 44.5 cm de large, 65 cm de long, 45 cm de haut.
- 4 roues motrices de 250w chacune.
- Batterie lithium de caractéristiques 36v 30 ah.
- Autonomie de travaille 4h.
- Un bras avec pulvérisateur.
- Caméra stéréo.
- Scanner Laser.
- Des contrôleurs.
- Vitesse de déplacement 0.2m/s.
- La charge totale y compris des accessoires est 80kg.

2. Conception de la plateforme mobile:

a. Processus de conception :

Dans la littérature, plusieurs auteurs ont proposé des décompositions du processus de conception en différente phases [7] [8], le processus adopté dans ce travail est celui Pahl et Bietz [4]. Il se réalise en quatre grandes étapes, exécutées séquentiellement (figure2).

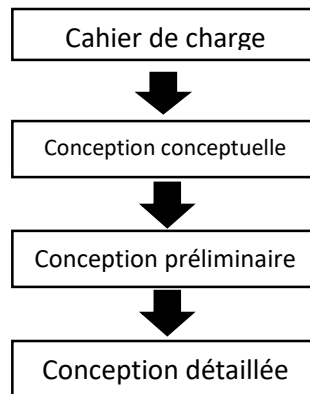


Figure 1. Etapes de conception selon l'approche de Pahl et Bietz

- Le cahier de charge défini dans ce travail a été élaboré en concertation avec agriculteur de la culture de fraise sous serre dont le résumé est présenté.
- la phase de conception conceptuelle, est établie selon des contraintes de déplacements de la plateforme et son évolution dans un environnement spécifique à la réalisation des tâches d'entretien sous serre.
- La conception préliminaire a été établie de manière à optimiser l'espace de la plateforme pour une meilleure intégration des dispositifs d'acquisition, de commande et des outils d'entretiens.
- Dans la phase de conception détaillée chacun des composants embarqués sur la plateforme est complètement défini en spécifiant les dimensions, les tolérances de fabrication, les matériaux, les schémas et les plans détaillés.

b. Conception :

Le modèle numérique du robot « AgriEco Robot » a été réalisé à l'aide du logiciel volumique de CAO. En effet ce modèle est constitué d'un châssis à quatre roues motrices, d'un cache avant, cache arrière, cache gauche et cache droit, une cuve de pesticide de capacité 12 litres, un bras pulvérisateur, un pulvérisateur, une caméra stéréo et un télémètre laser.

La conception CAO du châssis, le châssis fabriqué dans l'atelier, la structure à quatre roues, la cartouche du robot agricole, le modèle CAO du robot agricole et le modèle imprimé en 3D sont représentés dans la figure 2, figure 3, figure 4, figure 5, figure 6 et figure 7, respectivement.

Résultats de modèle volumique

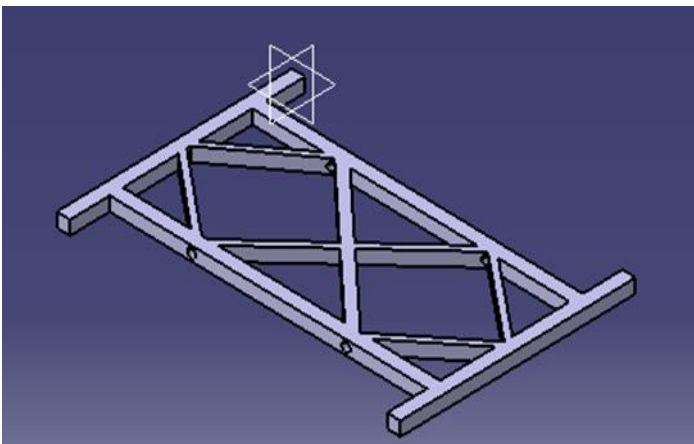


Figure2. Conception CAO du châssis

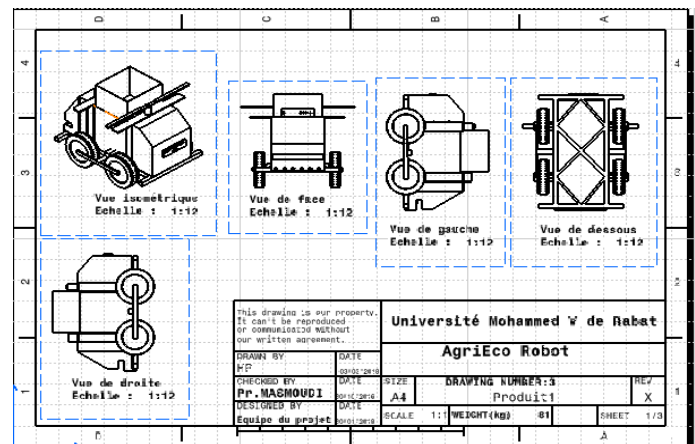


Figure 5. la cartouche du robot « AgriEco Robot »

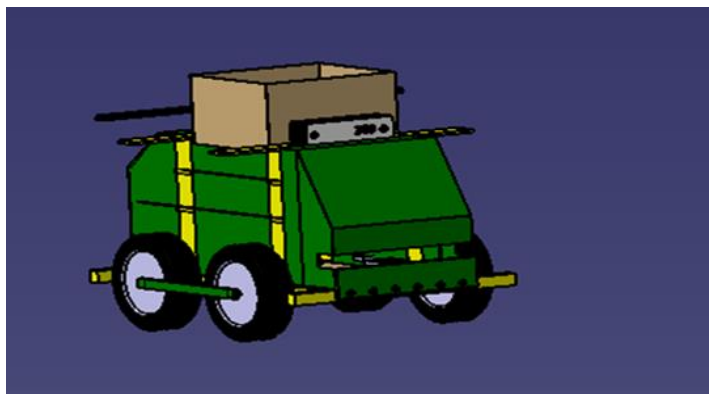


Figure 6. Conception CAO du robot



Figure 7. Robot imprimé en 3 D à l'échelle de 30%

c. Mobilité de la plateforme :

La phase de simulation du déplacement de la plateforme est effectuée à partir des lois de commande établie à partir des équations obtenue ainsi de suite.

La figure suivante montre le dessin cinématique du robot ainsi les angles essentiels pour le calcul de ces forces.

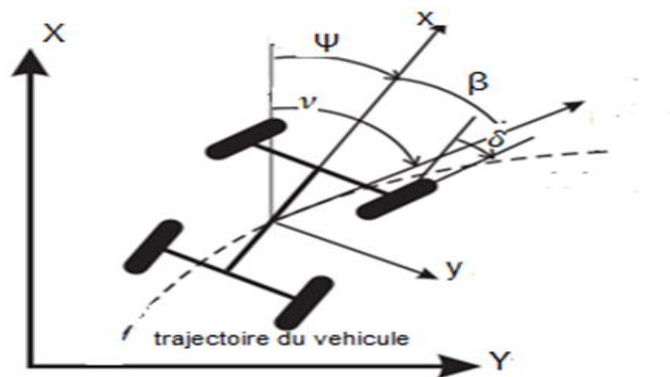


Figure 9. Dessin cinématique du châssis a 4 roues

Avec :

ν : L'angle de course,

β : L'angle de dérive

δ : L'angle de braquage,

Ψ : Angle de cap

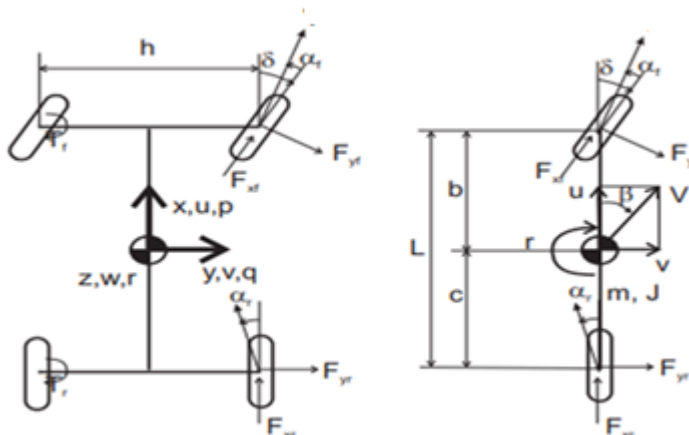


Figure 10. Dessin cinématique du châssis à 4 roues

Les équations d'équilibre en translation selon la direction latérale et en rotation sous l'effet des forces centrifuges donnent :

$$\sum Fy = 0 \quad (2.2.1)$$

$$\sum Mz = 0 \quad (2.2.2)$$

Soit :

$$Fy \cos \delta + Fyr = m \frac{V^2}{R} \cos \beta \quad (2.2.3)$$

$$Fy \cos \delta b - Fyr c = 0 \quad (2.2.4)$$

Or l'angle de braquage δ étant petit, Il vient :

$$Fy + Fyr = m \frac{V^2}{R} \quad (2.2.5)$$

$$Fy b - Fyr c = 0 \quad (2.2.6)$$

En résolvant les équations, on tire :

$$Fy = \frac{c}{L} m \frac{V^2}{R} \quad (2.2.7)$$

$$Fyr = \frac{b}{L} m \frac{V^2}{R} \quad (2.2.8)$$

Les forces latérales se répartissent comme les poids aux essieux.

Dans le cas de notre projet nous avons simulé sur un logiciel de conception volumique, le fonctionnement du mécanisme pour vérifier l'espace du travail du robot agricole ce qui nous impose à faire une étude de distinction des cas.

3. Alimentation du robot AgriEco Robot :

1. la consommation du robot et dimensionnement du système PV:

L'énergie électrique pour son fonctionnement est fournie par un système de panneau photovoltaïque muni d'un suiveur solaire à 2 axes. Donc pour dimensionner le système photovoltaïque il faut calculer le besoin en énergie journalier de ce robot, ainsi étudier l'effet d'ombrage dans les zones qu'on veut installer le panneau photovoltaïque.

Le besoin nécessaire en énergie, de tous les équipements du robot, pour son fonctionnement avec d'une autonomie de fonctionnement de 3h avec une durée d'ensoleillement de 3.5 jours, est estimé de 1250 wh /jour

L'étude théorique argumentée par le logiciel de dimensionnement des panneaux photovoltaïques, pour alimenter le fonctionnement du robot, a abouti à :

- 4 panneaux solaires de capacité 250wc (2 en séries et 2 en parallèles)
- 3 batteries gel monté en série de caractéristiques 140Ah 12 v
- un régulateur de charge 30A.
- connecteur MC4.
- câble DC.

2. Etude d'ombrage :

L'effet des ombrage peuvent influencer de manière non négligeable de productivité en énergie de la station solaire photovoltaïque .à cet effet une étude préalable a été effectuée sur trois zones différentes sur le site d'installation prévu. Le choix de la meilleure zone en termes de production d'énergie maximale est obtenu à partir des informations de l'azimut et de la hauteur des masques entourant la zone, en se basant sur l'utilisation d'un logiciel de dimensionnement photovoltaïque.

Résultats obtenus :

Le diagramme solaire du site d'installation, le diagramme de masque de la zone 1, le diagramme de masque de la zone 2 et le diagramme de masque de la zone 3 sont représentés dans la figure 12, figure 13, figure 14 et figure 15, respectivement.

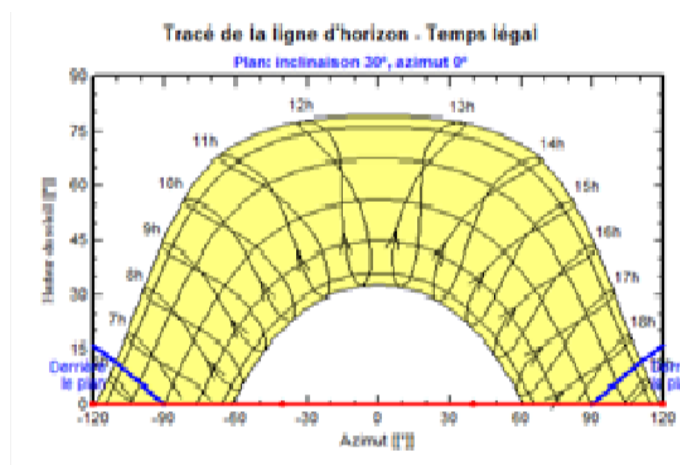


Figure 12. diagramme solaire de Rabat (FSR)

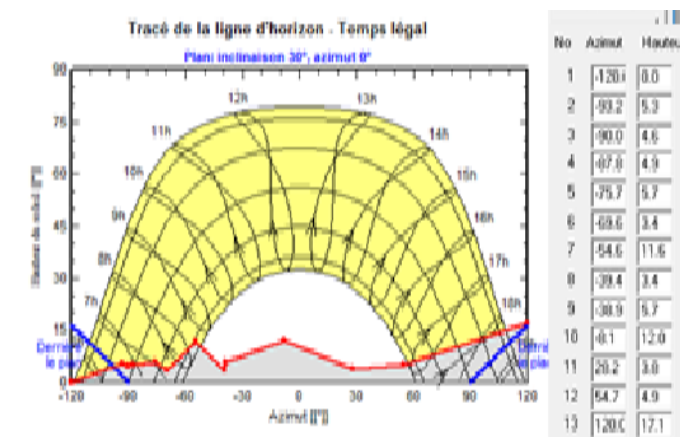


Figure 13. la courbe de masque pour la zone 1

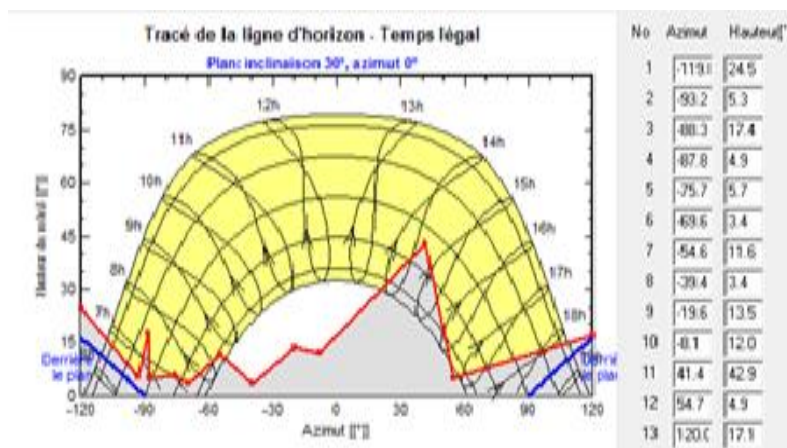


Figure 14. la courbe de masque de la zone 2

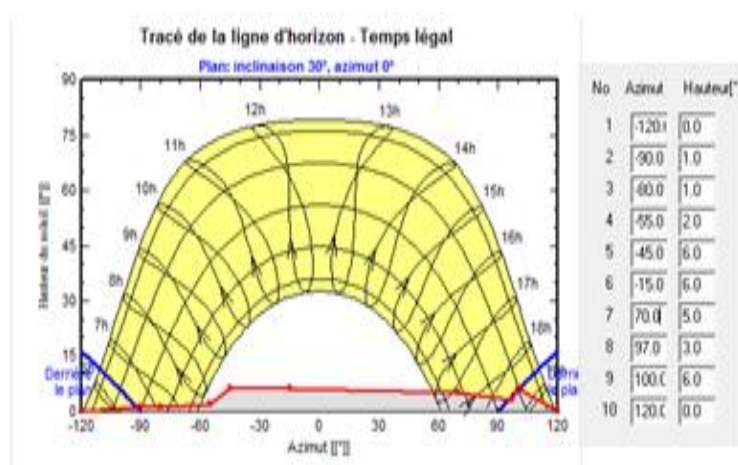


Figure 15. la courbe de masque de la zone 3

Il est bien noté que l'air de la surface masquée la plus petite correspond à la zone 3. Ceci montre que la zone 3 est la zone la plus optimal à installer les panneaux solaire car elle reçoit un maximum d'éclairément.

4. Conclusion :

Cette contribution a porté en premier lieu sur la démarche de conception d'un robot agricole écologique en utilisant un logiciel volumique de CAO. En second lieu sur le dimensionnement de système PV adapté aux besoins en énergies pour le fonctionnement du robot ainsi que le choix de la zone d'installation photovoltaïque dans le site d'expérimentation, selon le critère de l'effet de masque.

5. Remerciement :

Le département de physique et plus précisément le laboratoire LCS remercient la Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique du Maroc (MESRSFC) et le Centre National de la Recherche Scientifique et Technique du Maroc (CNRST), pour leurs financement de ce projet, qui nous a permet de faire face à tous les contrainte qui nous a confronté durant le déroulement de ce projet.

6. Bibliographie

[1] Kapach, K., Maison, R., Edan, Y., & Ben-shahar, O. 2012. Computer vision for fruit harvesting robot-state of the art and challenges ahead. International journal of computational Vision and Robotics, 3(1), 4-34.

- [2] Tu, Xuyong, "Robust navigation control and headland turning optimization of agricultural vehicles" (2013). Graduate Theses and Dissertations. Paper 13188.
- [3] Zhang,Q.,Reid, J . F.,& Noguchi,N.(1999,August).Agricultral vehicule navigation using multiple guidance sensors.In proceedings of the international conference on feild andservice robotics (pp. 293-298).August.
- [4] Willemien VISSER LTCl (Laboratoire commun en Traitement et Communication de l'Information), UMR 5141 CNRS-TELECOM ParisTech INRIA (Institut National de Recherche en Informatique et Automatique, France) willemien.visser@TELECOM-ParisTech.fr
- [5] <http://parisinnovationreview.com/article/energie-solaire-photovoltaique-crise-du-present-et-technologies-du-futur>
- [6] L. Segel. Theoretical prediction and experimental substantiation of the reponse of the automobile steering control. Technical report, The Institute of Mechanical Engineers, London, 1956.
- [7] C.Hibner. 2003. Drive Train Basics (How to Be Sure Your Robot Will Turn). Team 308 – TRW and Walled Lake Schools: The Monsters
- [8] <https://www.autodesk.com/education/freesoftware/robot-structural-analysis-professional>.

"Approche simplifiée d'évaluation de la fatigue et du dommage des matériaux thermoplastiques dans le cadre des missions d'audits des clients : Cas du PEHD"

" Fatima MAJID"¹,

"Mohamed EL GHORBA "¹

¹ " Ecole Nationale d'électricité et de mécanique, laboratoire de contrôle et de caractérisation mécanique des matériaux et des structures, Maroc, majidfatima9@gmail.com "

Résumé :

Le remplacement des tubes en polyéthylène haute densité (PEHD) est très coûteux. Pour de nombreux utilisateurs, tolérer des pertes d'exploitation à cause des problèmes de fabrication n'est pas du tout acceptable. Pour cette raison, ils s'engagent dans de nombreuses missions d'audit auprès des usines de fabrication pour vérifier la conformité technique des matériaux produits vis-à-vis les codes internationaux en vigueur. Voilà pourquoi les fabricants sont de plus en plus prudents et soucieux par rapport aux essais standards à effectuer afin d'assurer une bonne qualité des produits et répondre aux spécifications des codes.

Le PEHD est largement utilisé dans les différents domaines industriels tels que la tuyauterie à haute pression et le revêtement interne et externe des pipes. Lors de l'utilisation de ces matériaux de nombreuses spécifications doivent être respectées et vérifiées pour éviter les dommages matériels et les pertes d'exploitation , à cause des erreurs de conception ,et le mauvais déroulement des essais standards. Les règles de conception sont précisées par les différents codes ISO, DIN, ASTM, BS et ASM.

Dans cet article, un examen des codes ASTM et ISO qui prennent en charge les polymères PEHD est présenté; spécifiquement une étude des méthodes de calcul à la fatigue, et du dommage de PEHD et des essais à entreprendre à travers les différents codes, est discutée.

une comparaison des résultats expérimentaux des essais de traction et du calcul de dommage est faite pour de nombreux polymères thermoplastiques tels que l'ABS, le PVC et le PEHD. Enfin, nous avons pu établir une procédure montrant les déclencheurs du besoin d'audit et ses différentes étapes.

Mots clés: PEHD, Fatigue, Dommage, Normes des polymères, Audit de contrôle, ISO, ASTM , thermoplastiques.

1. Introduction

La production des tubes à commencé depuis les milieux des années 1950. L'utilisation des tubes en PEHD a énormément augmenté, en raison de sa polyvalence et les avantages qu'elle présente par rapport aux tubes d'acier et de béton

L'utilisation des tubes en PEHD a connu une migration dans le temps qui se manifeste par l'évolution des gammes de produit de PEHD du PE40 au PE100. Ces gammes de produit ont connus des améliorations significatives dans les caractéristiques de la résine de fabrication et dans les procédés de fabrication des tubes en PEHD. Cette évolution n'est pas parfaite et des incidents et des accidents sur les tubes produits apparaissent de temps en temps. Ces incidents induisent des pertes énormes pour les clients en matière de coût et peut être de confiance au choix des matériaux polymères comme le PEHD au profit d'autre type de matériaux. Un taux important des produits achetés par les clients présente des non-conformités généralement difficilement détectables à la réception des produits. Pour ceci, les clients organisent dans la plupart des cas des visites d'audit et de contrôle de qualité auprès des fabricants pour s'assurer que la production des tubes en PEHD se passe conformément aux normes et répondent aux exigences des essais mécaniques de routine. Ces essais vont permettre l'évaluation du dommage et assurer la prédiction de la durée de vie des tubes en PEHD produits. De plus, ces contrôles obligent les fabricants à être plus exigeant en matière d'assurance de la qualité des tubes en PEHD produits. Ils engagent des mécanismes d'essais autonomes et permanent. Et ils envisagent des investissements importants pour se doter du matériel et des équipements nécessaires pour la réalisation des essais suivant la normes [1,3].

Les essais de fatigues sont parmi les essais les plus couteux et sont défficles à assurer pour ce genre de mission d'audit. Ces essais s'opèrent en mode dynamique et nécessite l'intervention des organismes agrées. Dans cette perspective, une simplification des procédures d'essais s'impose en optant pour des essais statiques au lieu des essais dynamiques qui s'avèrent couteux et difficiles. La théorie unifiée présente l'avantage d'assurer une très bonne évaluation du dommage sans recourir aux essais dynamiques [11] [12].

On optant pour cette approche simplificatrice des essais dynamiques, les auditeurs aurons à recourir à des essais plus rapide et plus simple pour se prononcer sur la conformité des matériaux audités et obtenir des résultats simulables à ceux obtenus par l'armada des essais dynamiques.

Dans cet article, une présentation des essais statiques à entreprendre et de l'approche simplificatrice proposé sera détaillée en comparant le PEHD à d'autre polymères objet de l'utilisation de la théorie unifiée.

2. Normes, contrôle qualité et essais standards

Les contrôles effectués par les clients finaux, auprès des fabricants des tubes en PEHD, exigent un échantillonnage des tubes depuis la chaîne de production. Ces échantillons subiront plusieurs essais standards, dites essais de routine. Ces essais ont pour but la validation des caractéristiques déclarées dans les fiches de produit des tubes en PEHD. Donc, les essais commencent par des simples essais de caractérisation à travers des essais de traction statique. Ensuite des essais de détermination de l'indice de fluidité ainsi que la résistance à la pression interne.

D'autres essais peuvent être entrepris optionnellement pour quantifier et évaluer le dommage à travers des essais de fatigue et des essais d'identification de la propagation de la fissure et de la détermination des facteurs d'intensité de contrainte.

Les matériaux plastiques, généralement, et le polyéthylène spécifiquement sont gérés par différentes normes et standards internationaux, à savoir La Société Américaine des Tests et des Matériaux (ASTM) et l'Organisation internationale de normalisation (ISO). Le PEHD peut être fabriqué selon les normes ISO ou ASTM. Chaque norme possède des propriétés physiques typiques. Les standards ISO prévoient les caractéristiques ci-dessous et adopte le système européen comme système d'unité.

Propriété	Méthode d'essai	Unité
Density (compound)	ISO 1872-2 / ISO 1183	kg/m ³
Melt flow rate (190°C / 5.0 kg)	ISO 1133	g/10 min
Tensile Modulus (1 mm/min)	ISO 527-2	MPa
Tensile Strain at Break	ISO 527-2	%
Tensile Stress at Yield (50 mm/min)	ISO 527-2	MPa
Carbon Black Content	ASTM D1603	%
Carbon Black Dispersion	ISO 18553	valeur
Oxidation Induction Time (200°C)	EN 728	min
Resistance to rapid crack propagation (S4 test, Pc at 0°C. Test pipe 250 mm, SDR11)	ISO 13477	bar
Resistance to slow crack growth (9.2 bar, 80°C)	ISO 13479	h

Figure 1. Propriétés d'un matériau thermoplastiques suivant les standards ISO

Les standards ASTM prévoient les caractéristiques ci-dessous et adoptent le système américain comme système d'unité,

Propriété	Méthode d'essai	Unité
Density (compound)	ASTM D	gms/cc
Water Absorption	ASTM D570 (24 hr)	%
Melt Flow Index	ASTM D1238 (E)	gms/10 min
High Load Melt Flow Index	ASTM D1238 (F)	gms/10 min
Environmental Stress Crack Resistance	ASTM D1693 (C)	°F, hrs
Ring Environ. Stress Crack Resistance	ASTM D1693 (C)	°F, hrs
Yield Tensile Strength	ASTM D-638 (2 ft/min)	psi
Ultimate Tensile Strength	ASTM D-638 (2 ft/min)	psi
Elongation at Break	ASTM D-638 (2 ft/min)	%
Softening Temperature	ASTM D1525	ft.lbs/in. notch
Brittleness Temperature	ASTM D746	°F
Flexural Modulus	ASTM D3350	°F
Modulus of Elasticity	ASTM D638	psi
Hardness	ASTM D2240	psi

Figure 2. Propriétés d'un matériau thermoplastiques suivant les standards ASTM

Nous pouvant récapituler les principaux comme suit :

Propriété	Méthodes d'essai	
Gamme de pression	ASTM D2837	ISO 9080
Densité	ASTM D1505	ISO1183
Contrainte admissible	ASTM D638	ISO 527
l'allongement à la rupture	ASTM D638	ISO 527
Module de flexion	ASTM D638	ISO 178
Durté	ASTM D2240	ISO 858
Coefficient de dilatation thermique	ASTM D696	ISO 11356-2
Température de ramollissement	ASTM D1525	ISO 308
Température de fragilisation	ASTM D746	-

Figure 3. Principaux Propriétés d'un matériau thermoplastiques suivant les standards ASTM et ISO

Les standards ISO et ASTM ont beaucoup de points en commun et sont généralement similaires. Même si les méthodes d'évaluation des caractéristiques suivant les deux normes sont légèrement différentes à cause des méthodes différentes d'essai, il est important que le choix de la gamme des tubes en PEHD doit respecter les exigences minimum déterminées par les études d'ingénierie en utilisant l'un ou l'autre des deux normes.

3. Fatigue et dommage des pipes en PEHD

Le dommage prématuré engendré sur les tubes en PEHD représente le soucis majeur de la plupart des clients utilisant ce genre de pipes. Ces dommages prématurés, peuvent avoir plusieurs origines tel que l'usure par l'abrasion, les attaques chimiques, l'affaiblissement par les rayons UV suite à l'exposition au soleil et surtout des défauts intrincèques aux matériaux générés lors du procédé d'élaboration ou d'extrusion. Cette situation explique pourquoi nous atteindrons pas la durée de vie prévue par les normes ISO 9080 et ASTM D2837 qui dépasse 50 ans. Ces endommagement, se manifeste par des accidents engendrant parfois des pertes d'exploitation énormes dépassant les pertes matériels directes qui sont généralement peu significatives.

Les méthodes de test à la fatigue sont les mêmes que celles utilisé pour les métaux, avec prise en compte des différences évidentes entre les deux matériaux [2]. Le comportement à la fatigue des matériaux plastiques dépend principalement de la température, de l'environnement, des sollicitations [3], du poids de la molécule et de la densité du poids de la molécule.

La déformation des matériaux plastiques est due à l'énergie mécanique produite à l'issue d'un chargement cyclique. Une bonne partie de cette énergie se transforme en chaleur dans le matériau à cause de la faible conductivité thermique des plastiques. Ainsi, l'élévation de la température dans le matériau dépend du chargement appliqué et du taux de déformation, et bien évidemment les pertes hystérésis augmentent [1]. L'autre partie est due spécialement aux bandes de cisaillement, aux micros vides et aux microfissures [2]. A l'état amorphe d'un polymère, les chaînes moléculaires sont en désordre. Mais à l'état cristallin, les chaînes sont en ordre sur de grandes distances. Les défauts usuels sont constatés lors de la phase de fabrication (Extrusion et injection)

Comme pour les métaux, l'endommagement par fatigue [4] pour les polymères passe par l'initiation d'une microfissure puis sa propagation et enfin la rupture. la rupture par fatigue est la cause de 50 à 90 % de toutes les défaillances mécaniques. Selon [Fatemi,2010],[NASA 1994] pour le métal et aussi [A. J. KINLOCH et R. J. YOUNG,1985] pour les polymères, Les microfissures de l'ordre de de 10 à 100 micro consomme 60 à 80% de la résistance à la fatigue. ç-a-d de la durée de vie du matériau,Ceci est la raison pour laquelle il ya tant d'intérêt dans le comportement des petites fissures de croissance.

La théorie unifié consiste à évaluer le dommage statique (D_s) basé sur des essais de traction ,dont les variables sont les contraintes σ_u qui est la valeur de la contrainte ultime à l'état initial, non endommagé, σ_r qui est la valeur de la contrainte ultime pour différents niveaux d'endommagement et σ_a qui est la contrainte avant la rupture [11][12].

$$D_s = \frac{1 - \frac{\sigma_r}{\sigma_u}}{1 - \frac{\sigma_a}{\sigma_u}} \quad (1)$$

4. Performance et dommage des tubes en PEHD vis à vis d'autres matériaux

Les polymères peuvent être répartis suivant leurs performances comme suit, les polymères hautes performances comme le PVDF, les matériaux techno plastiques comme le PET et le PPC et les polymères standards comme le PEHD, le PVC et l'ABS.A l'encontre du PVC et de l'ABS qui sont des matériaux amorphe, le PEHD est un matériau semi-cristallin. Cependant, le PEHD est plus performant que le PVC et moins performant que l'ABS [10].

Le calcul de l'énergie spécifique a montré, que la performance des polymères, est meilleur que les métaux et que les matériaux plastiques sont performants au fur et à mesure que leurs contraintes σ augmentent,

La capacité d'absorption et de restitution d'énergie par unité de masse subissant une déformation élastique qui s'exprime par la relation :

$$\frac{W}{m} = \frac{\sigma^2}{2\rho E} \tag{2}$$

Avec σ est la contrainte élastique, ρ est la masse volumique et E est le module d'élasticité.

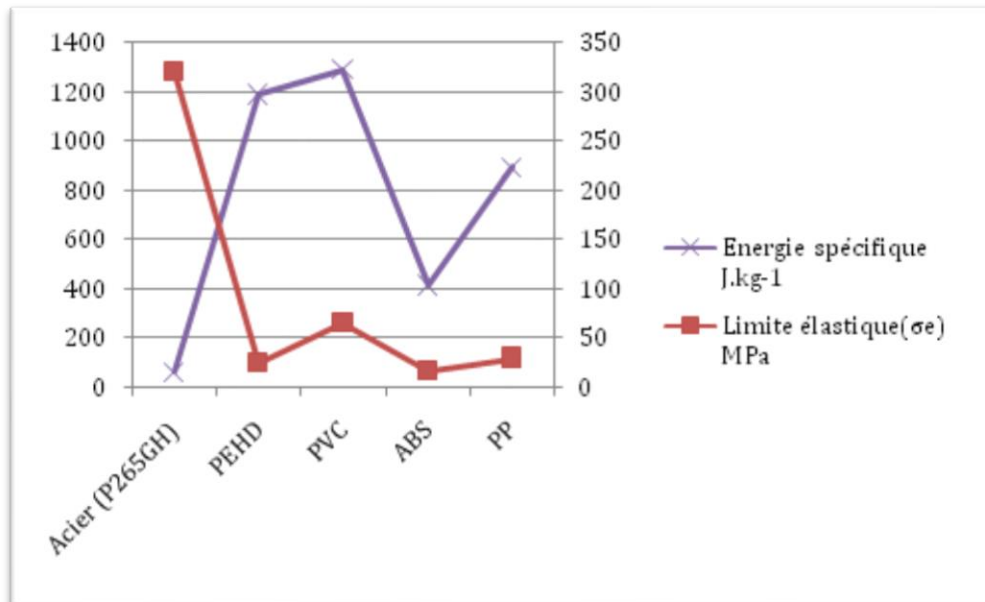
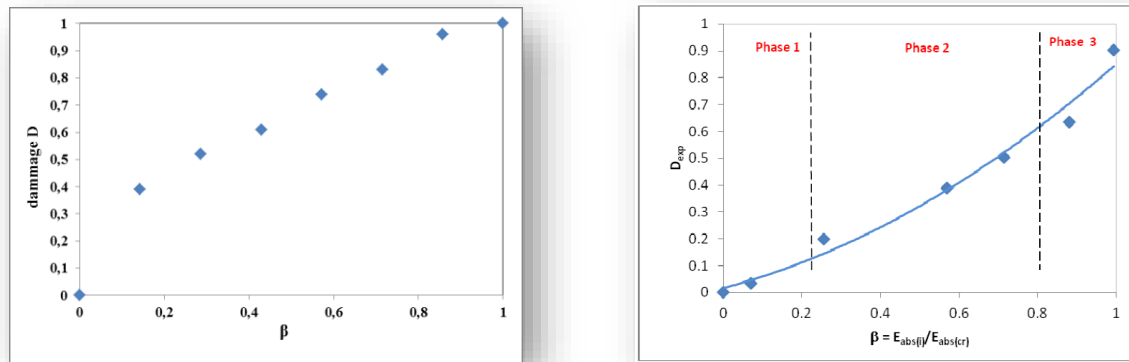


Figure 4. Evolution de l'énergie spécifique et de la limite élastiques pour les quelques matériaux thermoplastiques et l'acier P265GH

Plusieurs études expérimentales se sont intéressées à la caractérisation des matériaux thermoplastiques comme le PVC et l'ABS par des simples essais de traction. L'exploitation de ces essais de traction, nous permettra de caractériser ces matériaux et d'établir un modèle de leur comportement. Et en se basant sur le principe de la théorie unifiée et en faisant des caractérisations après avoir crée des défauts artificiels, nous pouvons évaluer le dommage et prédire la durée de vie des échantillons de contrôle sélectionner par les clients en mission d'audit..

Une série d'essais a été réalisée sur des plaquettes rectangulaires du polymère ABS. Ces plaquettes, qui sont endommagées artificiellement avec des entailles de 1 mm à 7 mm , ont montrées que le dommage passe par deux phases ,la première est dite phase d'initiation de dommage et la seconde est une phase critique qui atteint un dommage de 0,98 et une troisième phase de rupture totale, figure 5 [6][8].

D'autres essais d'impacts à faibles vitesses ont été effectués sur des tubes en PVC. Les essais de traction réalisés sur des éprouvettes normalisées prélevées aux alentours de la zone d'impact des tubes, ont permis une évaluation du dommage via le modèle de la théorie unifiée de Bui Quoc, figure 5 [5].



a) ABS b) PVC

Figure 5. Evolution of the damage versus the fraction of life[6][8] avec β est une fraction de vie en fonction des entailles pour l'ABS et en fonction de la zone impactée pour le PVC[5].

Et pour caractériser le PEHD ,une série d'essais d'eclatement basée sur la pression interne, sur des tubes sous pression pour la canalisations de l'eau potable a permet de confirmer cette démarche..



Figure 5. Le bain d'eclatement ,et l'exemple d'une éprouvette éclaté

5. Audit de la conformité technique

Le contrôle de la conformité des matériaux par les clients finaux passe par un processus logique permettant de se prononcer sur la conformité des matériaux vis-à-vis les codes et les normes .

Le besoin en audit émane de la nécessité de procéder à des pré-réception avant de d'acheter des tubes en PEHD et aussi des défauts qui apparaissent en début de la durée de vie des tubes en PEHD achetés. La vérification passe par des essais statiques et dynamiques suivant les exigences de la norme. Toutrd'abord , les auditeurs commencent par des essais statiques en se basant principalement sur des essais de traction pour caractériser le matériau. Ensuite, ils lancent des essais dynamique pour évaluer la durée de vie du matériau et quantifier le dommage.

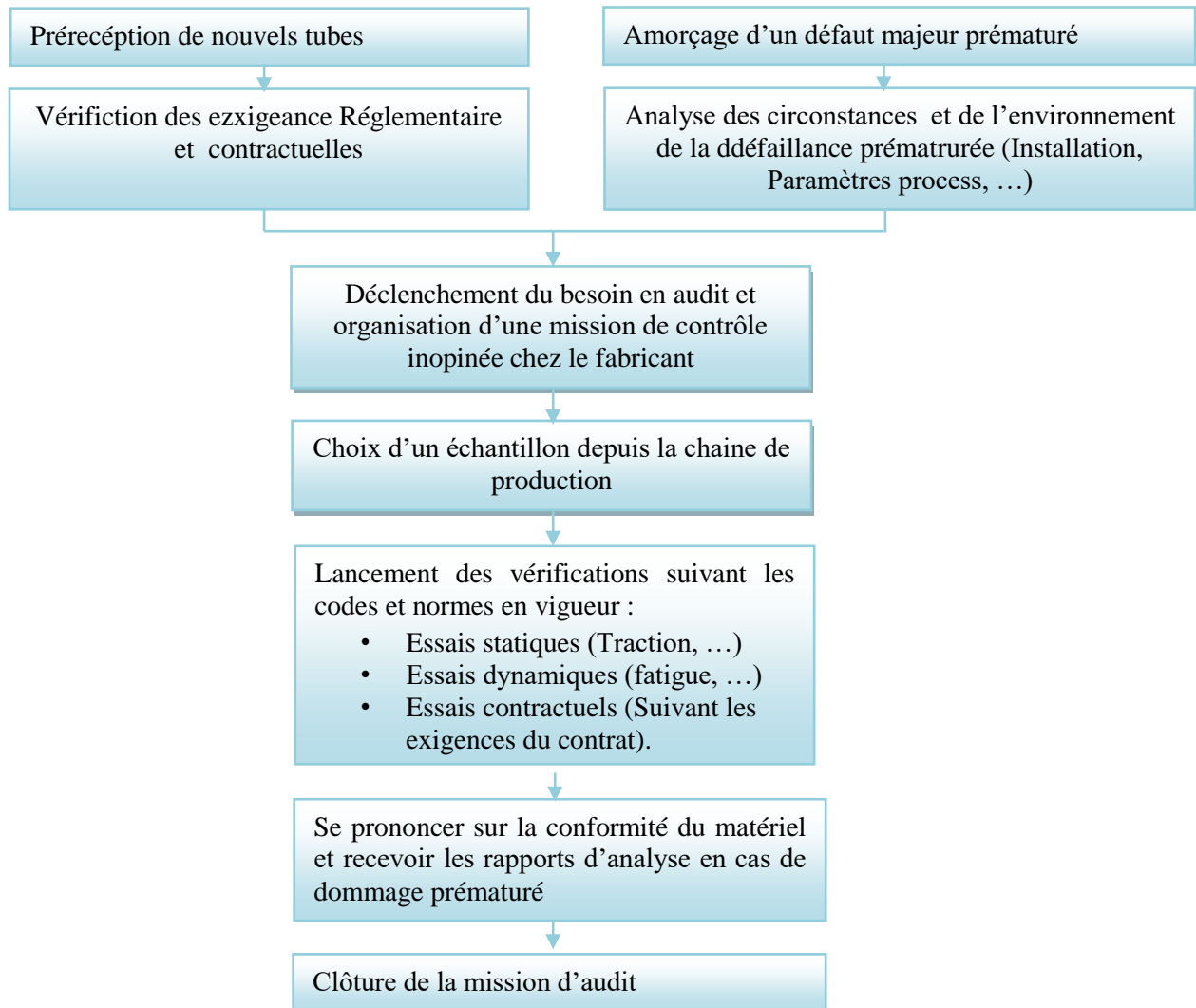


Figure 6. Processus de déclenchement et d'exécution du besoin d'audit

6. Conclusion

Le présent article a démontré la nécessité et l'importance des audits et des contrôles effectués par les clients finaux auprès des fabricants des polymères thermoplastiques. Dans cet article, nous avons présenté le cas du PEHD en comparaison à d'autres matériaux thermoplastiques et à l'acier P265GH utilisé dans la fabrication des tubes en acier sous pression. En effet, nous avons pu proposer une approche énovante permettant d'assoir les règles de contrôle de la conformité technique des tubes en PEHD nouvellement produits. Ainsi nous avons présenté une approche simplificatrice de l'armada des essais dynamiques à prévoir pour évaluer et quantifier le dommage et tirer profit tout simplement des essais de traction statiques. Donc, la réalisation des essais statiques permettra à la fois de confirmer les caractéristiques des tubes en PEHD et de procéder à l'évaluation du dommage et de prédire la durée de vie moyennant la création de défauts artificiels et l'utilisation de la théorie unifiée.

Dans cet article, nous nous sommes basés sur les caractéristiques principales du matériau PEHD qui sont la module d'élasticité, la limite élastique, la limite à la rupture et les caractéristiques propre à la constitution du matériau qui sont la densité et la masse volumique. Une comparaison des énergies spécifiques des différents matériaux comparés nous a permis de constater une proportionnalité entre la limite élastique des différents matériaux et l'énergie spécifique de ces derniers. Enfin, nous avons pu établir une procédure montrant les déclencheurs du besoin d'audit et ses différentes étapes.

7. Bibliographie

- [1] A. Kumar, fundamentals of polymer engineering , *Second Edition Revised and Expanded*. 2001.
- [2] F. W. Billmeyer and J. Wiley, *Textbook of Polymer Sc Third Edition*. 1984.
- [3] S. Maiti and P. H. Geubelle, "A cohesive model for fatigue failure of polymers," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 72, no. 5, pp. 691–708, 2005.
- [4] R. P. M. Janssen, D. De Kanter, L. E. Govaert, and H. E. H. Meijer, "Fatigue life predictions for glassy polymers: A constitutive approach," *Macromolecules*, vol. 41, no. 7, pp. 2520–2530, 2008.
- [5] K. Mansouri, C. B. Fokam, M. Chergui, and M. El Ghorba, "Revue de Génie Industriel Impact des tubes PVC rigide : Méthodologie numérique de détermination du craquelage et corrélation dommage / craquelage," pp. 13–23, 2012.
- [6] H. Farid, K. Elhad, M. Elghorba, F. Erchiqui, and M. Chergui, "damage Characterization of a thin plate Made of ABS under uniaxial sollicitation Damage Characterization of a Thin Plate Made Of ABS under Uniaxial Sollicitation," no. January 2016, pp. 10–17, 2013.
- [7] R. a Pethrick, E. M. Pearce, and G. E. Zaikov, *POLYMER PRODUCTS and POLYMER CHEMICAL PROCESSES POLYMER CHEMICAL PROCESSES*. 2014.
- [8] I. Makadir, M. Barakat, M. Elghorba, and H. Farid, "Study of Damage to ABS Specimens Submitted To Uniaxial Loading," pp. 5–8, 2015.
- [9] M. Subramanian, *Basics of Polymers: Fabrication and Processing Technology*. 2015.
- [10] E. C. Engineering, F. M. Books, and J. Us, *I. W. .*
- [11] M. Elghorba, Évolutions du dommage et de la propagation de la fissure sous chargement cyclique de l'acier A36 et l'aluminium 6351-T6. 1986.
- [12] Dubuc, Julien, et al., Unified theory of cumulative damage in metal fatigue (Cumulative damage in metal fatigue, suggesting unified theory applicable to stress or strain controlled conditions)." WRC Bulletin (1971): 1-20.



Mise en œuvre de méthodes de dimensionnement au flambement : Cas de la sphère sous sollicitations combinées

Mamadou TALL^{1,2}
Saïd HARIRI²
Philippe LE GROGNEC³
Yves SIMONET⁴

¹ CETIM - 52 Avenue Felix Louat, BP 80067, Senlis Cedex, FRANCE, fakhoudiatall@gmail.fr

² IMT Lille Douai, Département TPCIM, 941 rue Charles Bourseul, BP 10038, Douai Cedex, FRANCE, saïd.hariri@imt-lille-douai.fr

³ ENSTA Bretagne, FRE CNRS 3744, IRDL, F-29200 Brest, FRANCE, philippe.le_grogneec@ensta-bretagne.fr

⁴ CETIM - 52 Avenue Felix Louat, BP 80067, Senlis Cedex, FRANCE, yves.simonet@cetim.fr

Mots clefs : Flambement, Post-flambement, Pression externe, Cisaillement circonférentiel, Sensibilité aux imperfections, Sollicitations combinées, Courbes de voilement, Courbes d'interaction.

Résumé

Les structures minces sont caractérisées par le fait qu'une de leur dimension (l'épaisseur, par exemple) soit très petite devant les dimensions globales de la structure ainsi que devant les rayons de courbures de la surface moyenne. Cette spécificité en font des structures extrêmement légères, donc viables économiquement et beaucoup plébiscitées dans l'industrie. Parmi les nombreuses applications que l'on peut trouver dans le domaine de l'ingénierie, on peut citer de façon non exhaustive les structures offshore, les véhicules, les composants de l'industrie aéronautique, les Équipements Sous Pression (ESP) . . . Cette légèreté et leur élancement font que lorsque l'on est ici en présence de contraintes de natures compressives et/ou de cisaillement, ces structures peuvent entrer dans un état instable à partir d'un certain niveau de chargement. Cet instabilité mécanique désignée sous l'appellation flambement a fait l'objet de plusieurs recherches depuis plus d'une centaine d'années. Si nous prenons le cas particulier des ESP, les conséquences inhérentes à la défaillance de tels équipements sont nombreuses et variées (risques humains, matériels, écologiques . . .). Aussi pour prévenir ces risques et assurer un dimensionnement se situant, toujours, du côté de la sécurité, on fait appel à des codes et des normes qui sont sujets à de constantes améliorations. C'est dans ce contexte général que ces travaux sont initiés dans la mesure où ici, il s'agira à l'aide de calculs numériques sophistiquées, de proposer des méthodes analytiques simples et accessibles permettant de réaliser de manière optimale le dimensionnement au flambement de configurations nouvelles (ou pas très bien connues) fréquemment rencontrées dans les ESP. Aussi, en utilisant le formalisme de l'EN 1993-1-6 [1] et le texte ECCS [2] ainsi que les différentes analyses préconisées, le (post-)flambement de la sphère sous sollicitations combinées (pression externe + cisaillement circonférentiel) est présenté. Cette étude permet de quantifier l'influence de certains phénomènes qui peuvent influencer sur le comportement au flambement (non-linéarités matérielles et géométriques, imperfections, . . .) pour chaque sollicitation fondamentale. In fine, l'étude paramétrique de la sphère sous sollicitations simultanées de pression externe et de cisaillement circonférentiel permettra de définir des courbes d'interaction ainsi que de donner, qualitativement, le comportement sous sollicitations combinées.

1 Formalisme des Recommandations Européennes (Texte ECCS)

Nous adoptons le formalisme de courbes de voilement du texte ECCS. Ces courbes permettent de mettre en exergue la relation entre la résistance relative de flambement χ (Équation 1) et l'élongement réduit λ (Équation 3). L'avantage de l'utilisation de ces courbes est qu'elles sont parfaitement déterminées par la connaissance de quatre grands paramètres clefs (Tableau 1) qui permettent de mettre en exergue, individuellement, une caractéristique essentielle durant le flambement.

$$\chi = \begin{cases} \chi = 1 & \text{quand } \lambda \leq \lambda_0 \\ \chi = 1 - \beta \left(\frac{\lambda - \lambda_0}{\lambda_p - \lambda_0} \right)^\eta & \text{quand } \lambda_0 < \lambda < \lambda_p \\ \chi = \frac{\alpha}{\lambda^2} & \text{quand } \lambda_p < \lambda \end{cases} \quad (1)$$

$$\lambda_p = \sqrt{\frac{\alpha}{1 - \beta}} \quad (2)$$

$$\lambda = \sqrt{\frac{R_{MNA}}{R_{LBA}}} \quad (3)$$

α	Non-linéarités géométriques et imperfections géométriques
β	Définition du domaine plastique
η	Interaction élastique-plastique
λ_0	Délimitation plateau plastique

TABLE 1 – Paramètres clefs des courbes de voilement [2, 1]

Les courbes de voilement font intervenir un ensemble de facteurs de résistance qui sont parfaitement déterminés via les différentes analyses préconisées par le texte ECCS et l'EN 1993-1-6 (Tableau 2). Ces analyses vont de la plus simple (LBA) à la plus sophistiquée (GMNIA) permettant de prendre en compte aussi bien les défauts que les effets inélastiques du matériau.

Analyse	Résistance	Description
LBA	R_{LBA}	Analyse Linéaire de Bifurcation (Calcul linéaire élastique de valeurs propres, Structure parfaite)
GNA	R_{GNA}	Analyse Géométriquement Non-linéaire (Grandes transformations, matériau élastique, Structure parfaite, Recherche de points de bifurcation ou de points limites ("snap-through"))
MNA	R_{MNA}	Analyse Matériellement Non-linéaire (Estimation de la résistance plastique, loi matériau parfaitement plastique, hypothèse des petites transformations)
GMNA	R_{GMNA}	Analyse Géométriquement et Matériellement Non-linéaire (Grandes transformations, Structure parfaite, loi matériau parfaitement plastique, Recherche de points de bifurcation ou de points limites ("snap-through"))
GNIA	R_{GNIA}	Analyse Géométriquement Non-linéaire de la structure imparfaite (matériau élastique, Introduction d'une imperfection de "substitution")
GMNIA	R_{GMNIA}	Analyse Géométriquement et Matériellement Non-linéaire de la structure imparfaite (matériau parfaitement plastique, Introduction d'une imperfection de "substitution")

TABLE 2 – Analyses préconisées par le texte ECCS et l'EN 1993-1-6 [2, 1]

2 Étude numérique

Dans le cadre de ces travaux, la structure sphérique sujette à deux types de sollicitations fondamentales a été étudiées. Ce travail a permis de mettre en exergue certaines caractéristiques intéressantes durant le processus de flambement, notamment les influences des pré-déformations avant flambement ainsi que des non-linéarités matérielles, et enfin des imperfections d'origine géométriques . . .

2.1 Modélisation numérique

En pression externe, une sphère complète est modélisée afin de traiter le problème dans sa globalité et ainsi ne pas écarter certains modes de flambement. Pour la sphère complète en pression externe, deux types de maillage sont

utilisées : un maillage axisymétrique mettant en exergue un "point singulier" au niveau de l'apex et un maillage structuré en quadrangle plus uniforme (voir Figure 1). Toutes les analyses non-linéaires de flambement sont effectuées en utilisant la méthode modifiée de longueur d'arc de Riks [3] implémentée dans le logiciel commercial ABAQUS [4]. Dans les analyses numériques sur la structure imparfaite, une imperfection semblable au premier mode de flambement associée à une amplitude δ_0 est retenue .

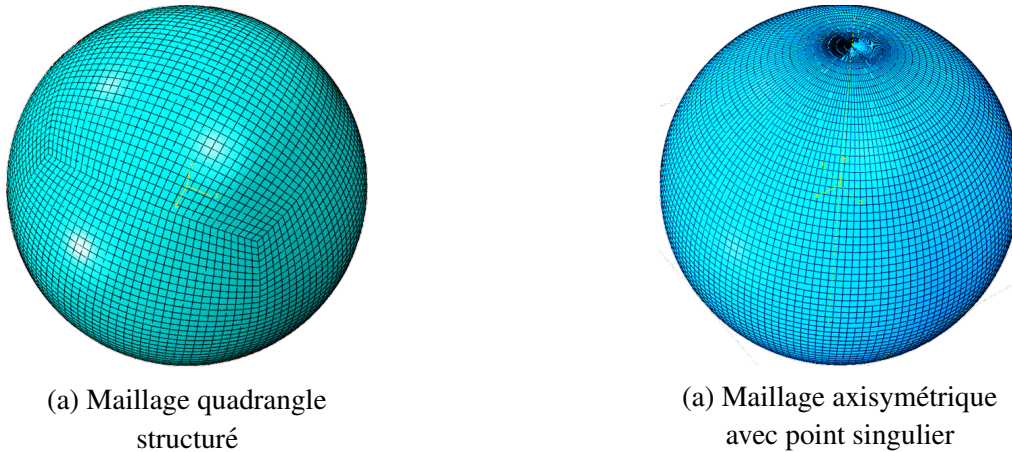


FIGURE 1 – Maillage de la sphère complète sous pression externe

Pour optimiser les temps de calculs, dans le cas du cisaillement circonférentiel et de la sollicitation combinée, une demi-sphère pour laquelle les conditions de symétrie adéquates sont retenues est modélisée. Dans ce cas précis, un maillage quadrangle structuré est utilisé. Le cisaillement est modélisé à l'aide d'une distribution circonférentielle de pression qui s'inspire des travaux de Yinyi [5]. La modélisation de cette pression circonférentielle est possible grâce aux routines utilisateurs présentes dans ABAQUS. Dans tous les calculs numériques, on utilise des éléments quadratiques à huit noeuds et à cinq degré de liberté par noeud (éléments S8R5 dans ABAQUS).

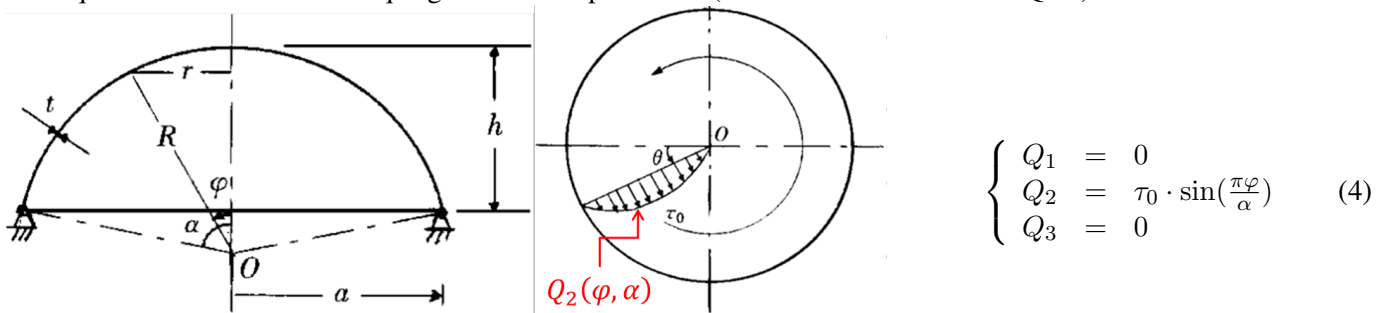


FIGURE 2 – Distribution circonférentielle de pression d'après Yinyi [5]

2.2 Sphère sous pression externe

Zoelly [6] établit le premier la pression critique de flambement sous les hypothèses d'un comportement purement axisymétrique d'une sphère complète sous pression externe. Toutefois, à l'instar du cylindre sous compression axiale, une disparité systématique est observée entre les résultats théoriques et expérimentaux [7].

L'Analyse Linéaire de Bifurcation (LBA) a permis de constater que la forme des modes de flambement est intrinsèquement liée au maillage adopté. Pour le maillage axisymétrique avec "point singulier", les lobes de certains modes exhibent une direction privilégiée (voir (c) et (d) sur la Figure 3), tandis que pour le maillage quadrangle structuré, les fossettes se forment sur toute la zone circonférentielle de la sphère, et ce, de manière uniforme (voir (a) sur la Figure 3). Pour les deux maillages, les pressions critiques obtenues sont relativement proches permettant de conjecturer, d'après la théorie de Koiter [8], la présence de modes multiples et donc de la sensibilité de la sphère sous pression externe aux imperfections géométriques. Les calculs paramétriques non-linéaires sur la structure imparfaite permettent de confirmer cette sensibilité, dans la mesure où l'on constate une chute importante de la capacité portante de la coque dès lors que la charge limite est atteinte mais aussi, une réduction importante de la pression critique de la structure imparfaite.

Ces analyses numériques préalables permettent d'extraire les différents paramètres clés des courbes de voilement en utilisant les courbes modifiées de Rotter [9]. Des interpolations non-linéaires en utilisant la méthode des moindres carrés permettent d'obtenir des expressions explicites de ces paramètres qui ne dépendent que de δ_0/t . La Figure 4

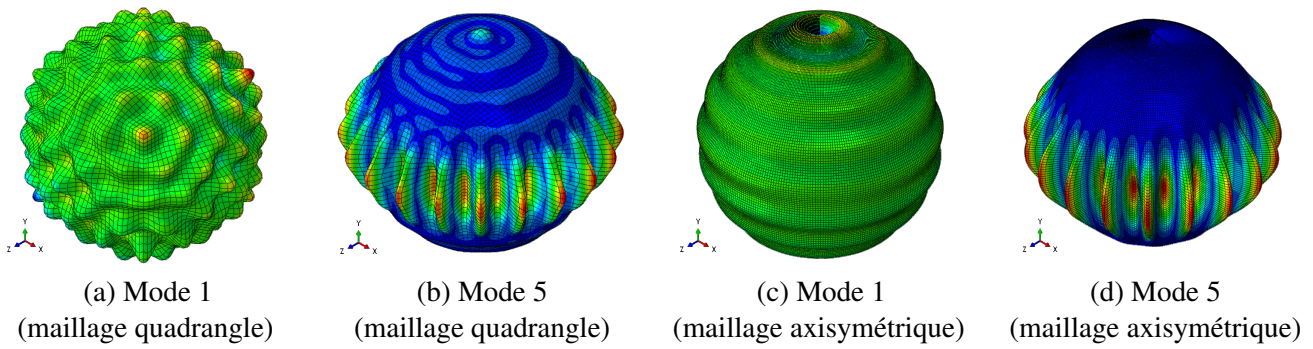


FIGURE 3 – Sphère complète sous pression externe : Exemple de modes LBA obtenus avec les deux types de maillage

donne le facteur d'imperfection α pour différentes valeurs de R/t issu de ces analyses paramétriques pour la sphère complète, celui qui est actuellement codifiée dans le texte ECCS et le facteur α récemment obtenu par Błażejowski et Marcinowski [10] sur une calotte sphérique encastrée en ses bords. De même, de nouvelles expressions des facteurs β et η ne dépendant que de δ_0/t ont été établies sachant que ceux qui sont actuellement codifiés sont pris, de manière conservative, constants.

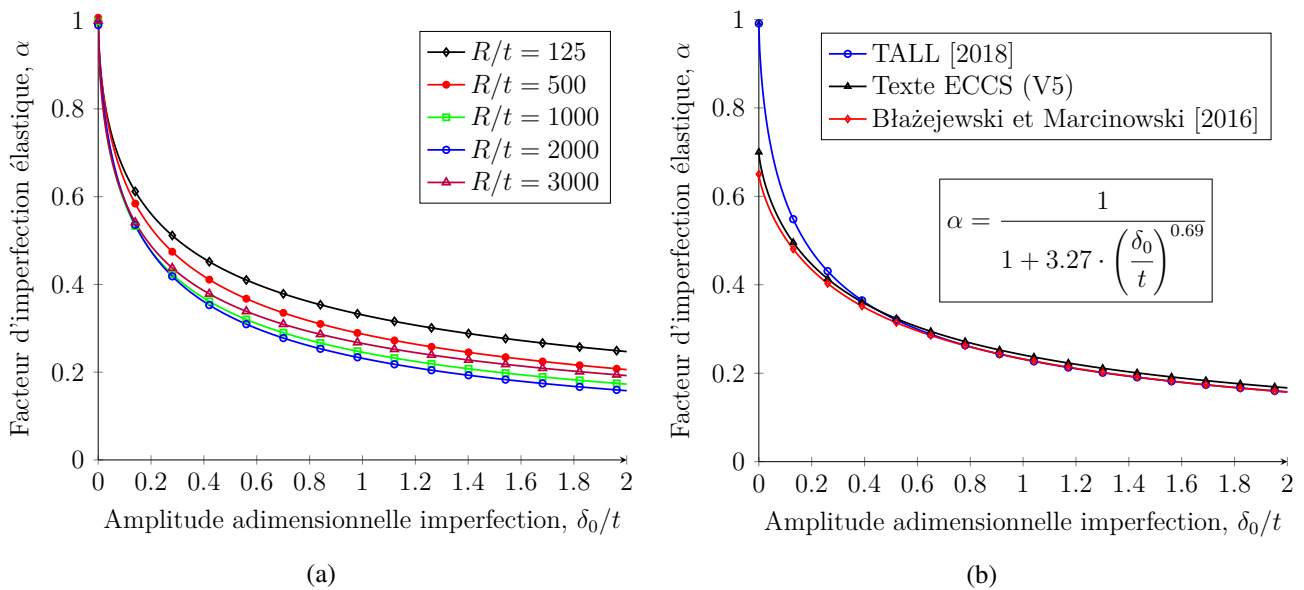


FIGURE 4 – Sphère complète sous pression externe : (a) Facteur d'imperfection élastique α pour $R/t = 125, 500, 1000, 2000, 3000$; (b) Comparaison du facteur α avec les valeurs actuellement implémentées dans le texte ECCS [2] et le facteur α obtenu très récemment par Błażejowski and Marcinowski [10]

2.3 Sphère sous cisaillement circonférentiel

L'analyse LBA de la sphère sous cisaillement circonférentiel montre l'existence de modes de flambement de forme ellipsoïdale (Figure 5) comme l'ont d'ailleurs constaté Mow et Sadowski [11] dans leurs travaux précurseurs sur une sphère ayant un piquage aux différents pôles soumise à un moment de torsion.

La Figure 6 donne le facteur α pour différents ratio R/t ainsi que la borne inférieure ("lower bound") qui en est déduite. Contrairement à la sphère complète sous pression externe, les paramètres α entre deux ratios donnés sont quasi-coïncidents. Les autres paramètres clefs (β, η) sont extraits et ne dépendent là aussi que de δ_0/t . Néanmoins, il serait opportun de disposer de résultats expérimentaux afin de juger qualitativement de la valeur de ces nouvelles courbes de voilement qui sont, à la connaissance des auteurs, tout à fait nouvelles.

2.4 Flambement sous sollicitations combinées

Les résultats précédents ont permis de mettre en exergue le comportement de la sphère sous sollicitations de pression externe d'une part et de cisaillement circonférentiel d'autre part. Néanmoins, en pratique les structures ne sont pas soumises à l'une ou l'autre sollicitation fondamentale mais bien à leur combinaison. Ainsi, de manière analogue à

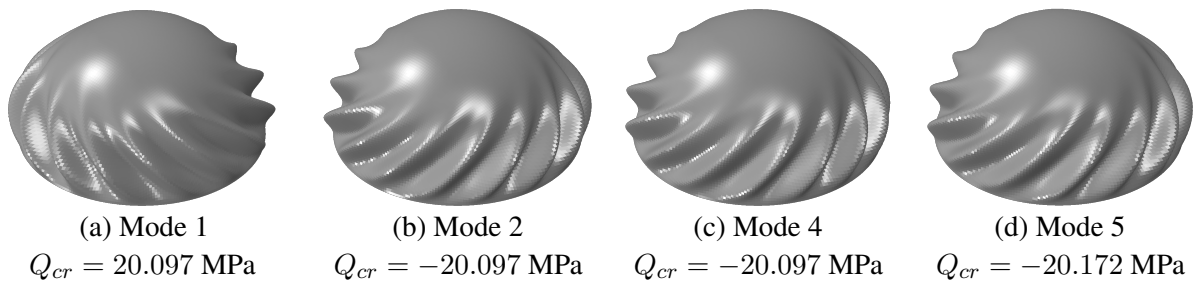


FIGURE 5 – Sphère sous cisaillement circonférentiel : quelques modes issus de l’analyse LBA. Le nombre d’onde critique de ces modes est égal à $n_{cr} = 14$.

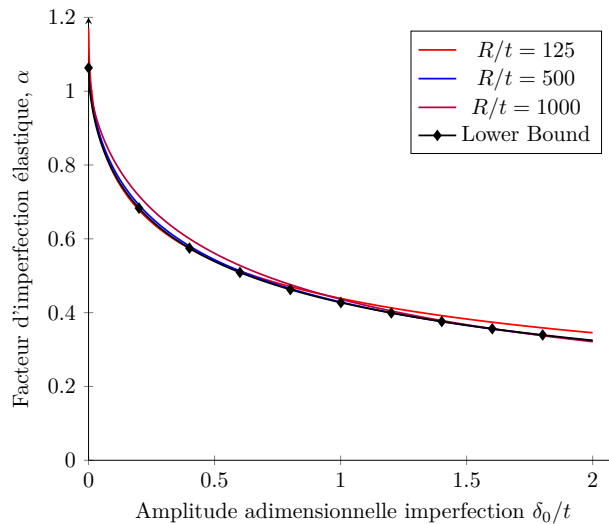


FIGURE 6 – Sphère sous cisaillement circonférentiel : Facteur d’imperfection élastique α pour différents ratios de géométrie R/t ainsi que la borne inférieure déduite des calculs paramétriques numériques.

Winterstetter et Schmidt [12], la combinaison de sollicitations est étudiée en établissant des courbes d’interaction permettant de mettre en exergue l’influence de chaque chargement.

- (i) La Figure 7 représente une synthèse des courbes d’interaction LBA obtenues pour différents ratios R/t ainsi que, pour chaque R/t , les courbes représentant la meilleure interpolation possible (au sens des moindres carrés non-linéaires). Les courbes d’interaction sont très similaires à celles obtenues par Mow et Sadowski [11] dans leurs travaux précurseurs. Autrement dit, pour des coques relativement épaisses (R/t suffisamment petit), la courbe comporte, pour un cisaillement faible, une partie parabolique. Ensuite, elle devient parfaitement linéaire. Néanmoins, pour des coques relativement minces (R/t suffisamment grand), les courbes d’interaction deviennent complètement linéaires.
- (ii) Pour la sphère parfaite, les courbes d’interaction obtenues respectivement pour les analyses LBA et GNA se superposent parfaitement. Ce fait permet de conjecturer naturellement que les non-linéarités géométriques avant flambement n’ont pas d’influence particulière sur le flambement en sollicitations combinées. La forme néanmoins des courbes obtenues dépend du ratio R/t . Ainsi, pour des coques suffisamment mince (R/t grand), les courbes d’interaction sont parfaitement linéaires et pour des coques suffisamment épaisses (R/t petit), on distingue une partie parabolique pour un cisaillement très faible ($R/t = 500$, voir Figure 8).
- (iii) Pour la sphère imparfaite (voir Figure 9), les courbes d’interaction dépendent aussi bien de l’amplitude de l’imperfection que du ratio R/t . On remarque ainsi que lorsque le flambement a lieu dans le domaine élastique, les courbes d’interaction sont parfaitement linéaires et se superposent aux courbes LBA/GNA, alors que pour un flambement ayant lieu dans le domaine plastique, celles-ci sont asymptotiquement semblables à la courbe matérielle seuil de Von-Mises. De plus, l’on note que pour toutes les courbes obtenues, il subsiste un plateau montrant qu’il existe une contrainte de cisaillement seuil en dessous de laquelle, le cisaillement circonférentiel n’a aucune influence sur la combinaison de sollicitation.

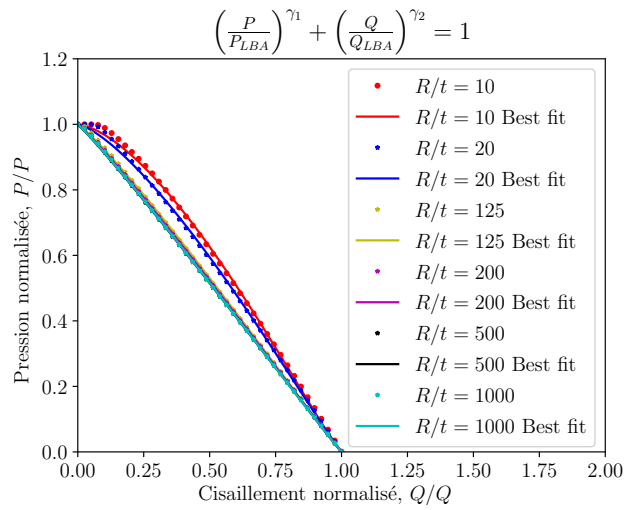


FIGURE 7 – Sphère sous sollicitations combinées : courbes d’interaction LBA pour différents ratios de géométrie R/t

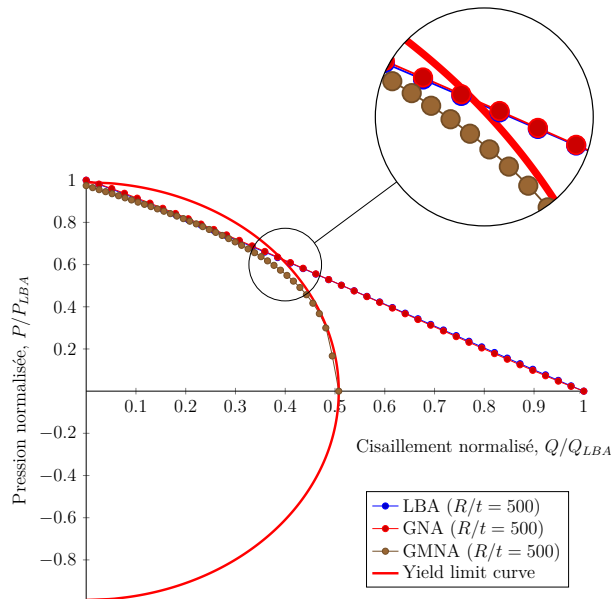


FIGURE 8 – Sphère sous sollicitations combinées : Courbes d’interaction théoriques de la sphère parfaite (LBA, GNA, GMNA). Matériau : $E = 210$ GPa, $\sigma_y = 250$ MPa, $\nu = 0.3$. Géométrie : $R/t = 500$

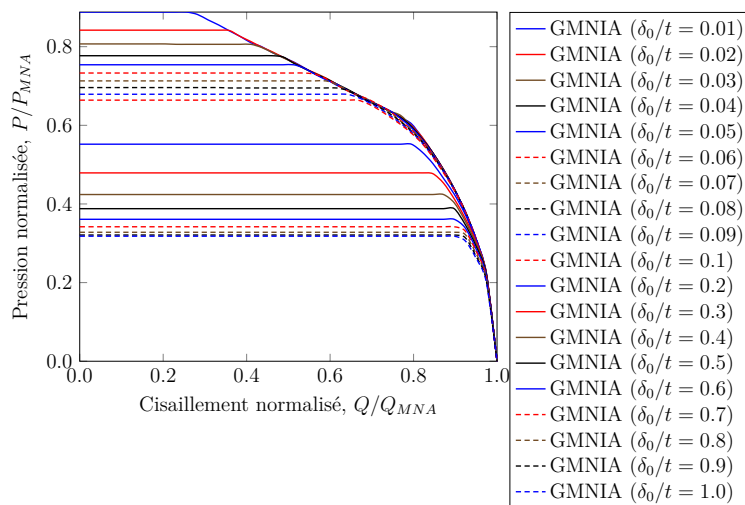


FIGURE 9 – Sphère sous sollicitations combinées : courbes d’interaction GMNIA ($R/t = 500$, $\sigma_y = 250$ MPa, $E = 210$ GPa, $\nu = 0.3$), imperfection affine au premier mode linéaire de la sphère sous pression externe seule.

3 Conclusions

Cette étude a permis d'extraire les différents paramètres clefs associés aux courbes de voilement de la sphère sous pression externe d'une part et sous cisaillement circonférentiel d'autre part. L'étude de la sphère sous sollicitations combinées a permis l'extraction de nouvelles courbes d'interaction pour différents ratio de géométrie. Cette étude offre ainsi de belles perspectives pour l'établissement d'une règle d'interaction, à l'image de celle qui existe actuellement pour les cylindres, simple, accessible et permettant via un dépouillement analytique, de dimensionner de manière optimale une sphère sous une telle configuration.

Références

- [1] NF EN 1993-1-6 : Eurocode 3 : Calcul des structures en acier, Partie 1-6 : Résistance et Stabilité des structures en coque. Rapport technique, Comité Européen de Normalisation, Brussels, Belgium, 2007. Indice de classement : P 22-316.
- [2] J. M. ROTTER et H. SCHMIDT : Stability of steel shells : European design recommendations (5th edition). Rapport technique, European Convention for Constructional SteelWorks, Brussels, Belgium, 2008.
- [3] E. RIKS : Some computational aspects of the stability analysis of nonlinear structures. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 47(3):219–259, 1984.
- [4] SIMULIA : *Abaqus/Standard 6.14 User's Manual*. Dassault Systems, Providence, RI, 2014.
- [5] Z. YINYI : Torsional buckling of spherical shells under circumferential shear loads. *Applied Mathematics and Mechanics*, 20(4):426–432, 1999.
- [6] R. ZOELLY : *Ueber ein Knickungsproblem an der Kugelschale*. Thèse de doctorat, École Polytechnique Fédérale de Zürich, 1915.
- [7] S. F. EGGWERTZ et L. SAMUELSON : Buckling strength of spherical shells. *Journal of Constructional Steel Research*, 17(3):195–216, 1990.
- [8] W. T. KOITER : *Over de Stabieliteit van het elastisch Evenwicht (On the stability of elastic equilibrium)*. Thèse de doctorat, Delft University of Technology, 1945. [English translations : NASA TT-F10 (1967) and AFFDL TR-7025 (1970)].
- [9] C. DOERICH et J. M. ROTTER : Generalised capacity curves for stability and plasticity : Application and limitations. *Thin-Walled Structures*, 49(9):1132–1140, 2011.
- [10] P. BŁAŻEJEWSKI et J. MARCINOWSKI : Buckling capacity curves for pressurized spherical shells. *In Recent Progress in Steel and Composite Structures : Proceedings of the XIII International Conference on Metal Structures (ICMS2016, Zielona Góra, Poland, 15-17 June 2016)*, page 401. CRC Press, 2016.
- [11] C. C. MOW et M. A. SADOWSKI : Determination of the critical torque inducing buckling in a twisted spherical shell subject to internal or external pressure. *In 1962 Army Science Conference, United States Military Academy, West-Point, New York, 20-22 June 1962*. Armed Services Technical Information Agency, Arlington Hall Station, Arlington 12, Virginia, 1962.
- [12] T. A. WINTERSTETTER et H. SCHMIDT : Stability of circular cylindrical steel shells under combined loading. *Thin-Walled Structures*, 40(10):893–910, 2002.



Numerical modeling of the Radial Profiles of Axial Velocity and of the parietal Constraint in Transitory laminar flows in Conduits

S. HAMDOUN, H. SAMRI, B. BAHRAR

Fluid Mechanics Group, Energy & Environment, Hassan II University - Laboratory,
SSDIA ENSET, Mohammedia, Morocco . hamdoun.sanaa@gmail.com

Abstract :

This work deals with the modelling of the transient wall shear stress in transient laminar flow with the coupling the method for developing polynomial series of radial profiles of the instantaneous axial velocity and the method of characteristics to solve the water hammer problems in transient laminar flow. During the transport of fluids in pipe, the change of boundary conditions would result from deliberate or accidental shutoff valve and would lead to sudden jumps of pressure stress in the fluid. These sudden jumps in parameters of flow, such as pressure and average velocity, are called in hydraulic, commonly, water hammer phenomena. The results are in good agreement with those given by Hombloe and Rouleau [1], in laminar flow of Newtonian fluid.

Mots clefs: Velocity profiles, Newtonian laminar flow, Velocity profiles, Polynomial, radial profiles, expansion, Transient Shear stress, average velocity.

1. Introduction

The work presented concerns the theoretical and numerical modeling of radial profiles of axial velocity and shear wall stress in laminar and transient flows in pipes, to simulate water hammer phenomena. This numerical code proposed is based, more essentially, on a coupling technique of a method of development in polynomial series of the radial profiles of the instantaneous axial speed and the method of the characteristics in the space-time plane.

In transient pipe flow, the essential part of the energy dissipation comes from the pressure loss due to friction of the fluid on the wall of the pipe, Streeter and Wylie (2, 3).

The discrepancies are introduced by a difference in velocity profile, turbulence and transition from laminar to turbulent flow and vice versa. There are number of unsteady friction models which have been proposed in the literature. We can, principally, cite the works of Zielke (4), Trikha (5), Kagawa et al. (6), Brown (7), Suzuki et al. (8), Vardy et al. (9).

In this works, the friction terms dependent on instantaneous mean flow velocity V and weights for past velocity changes. In a different way, Brunone et al. (10), has expressed the friction term dependent function of instantaneous mean flow velocity V , instantaneous local

acceleration and instantaneous convective acceleration. Generally, difficulties arise in analysis of transient turbulent flow. Models from the literature are calibrated for certain flow conditions whereas the development of a general friction model in transient turbulent flow is a subject of intensive research worldwide.

Compared to these one-dimensional models Vardy et al. (11) developed a two-dimensional model. It has been shown that, contrary to the quasi-stationary regime; the velocity profiles are not parabolic.

2 . Initial and boundary conditions

The boundary conditions are in addition to the pressure imposed by the tank on the upstream end, the instantaneous closing of valve on the downstream.

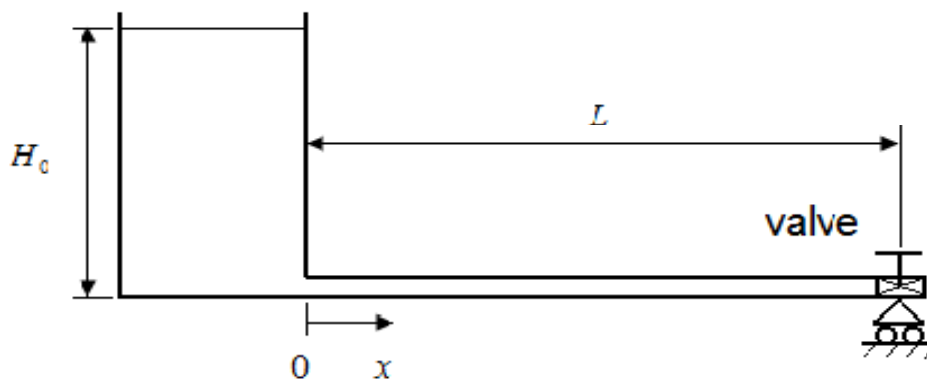


Figure 1. Diagram of the system studied

3 . ASSUMPTIONS AND BASIC EQUATION

This work is conducted under the assumption of ax symmetric unsteady flow of Newtonian, isentropic and compressible fluid. The deformation of the pipe wall is of low amplitude. The inertia terms are negligible and the pipe is modeled by a juxtaposition of independent rings without mass. The radius of the pipe is sufficiently negligible compared with its length enough that the current lines of fluid are straight. Assume, furthermore, that the longitudinal velocity gradients are very low compared with the transverse gradients.

We have to solve the following set of derivative partial equations:

$$\frac{\partial P}{\partial t} + \rho a^2 \frac{\partial V}{\partial x} = 0 \quad (1)$$

$$\frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial x} + \frac{\partial V}{\partial t} = S_0 \quad (2)$$

$$\frac{\partial V_i}{\partial t} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial x} = S_i \quad (3)$$

4 . Application and results

The expressions for the shear stress τ_p a the wall for the three cases are, respectively:

Option a (dim (J_a) =3) $J_a = \{2,8,12\}$

Option b (dim (J_b) =4) $J_b = \{2,6,10,12\}$

Option c (dim (J_c) =5) $J_c = \{2,6,8,10,12\}$

Option d (dim (J_d) =6) $J_d = \{2,4,6,8,10,12\}$

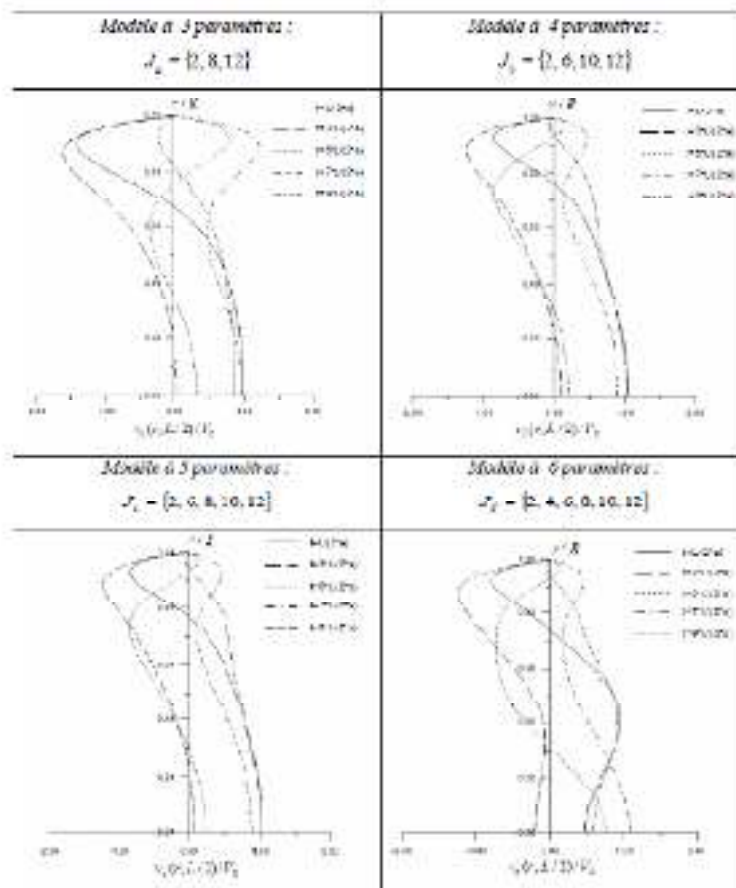


Figure 2 : Profils de la vitesse instantanée au milieu de la conduite pour les modèles : J_a , J_b , J_c , J_d

Figure presents the radial graphs of the profiles of the instantaneous axial speed in the middle of the pipes at times: $t = \frac{L}{2a}$, $t = \frac{L}{2a} + \frac{T}{4} = \frac{3L}{2a}$, $t = \frac{L}{2a} + \frac{T}{2} = \frac{5L}{2a}$, $t = \frac{L}{2a} + \frac{3T}{4} = \frac{7L}{2a}$, $t = \frac{L}{2a} + T = \frac{9L}{2a}$. Where $\frac{L}{2a}$ is the time taken by the first pressure wave to get to the position $x = \frac{L}{2a}$, and $T = \frac{4L}{2a}$ is the period of the wave.

5. CONCLUSION

This study shows that, compared with the quasi-stationary flow model, taking into account the unsteady nature of the velocity profiles has the advantage of providing a significant correction to the evaluation of the transient stress in laminar flows. and transients in pipes. This model has the advantage of being less prohibitive and requiring little calculation and therefore memory space to give a better representation of the parietal stress. From a practical point of view, this code can easily be used in existing codes to calculate transient laminar flows in pipes.

6. REFERENCES

- [1] E. L. Holmboe, W. T. Rouleau, The effect of viscous shear on transient in liquide lines, Journal of Basic Engineering ASME, 89 (1967), 140 - 148.
- [2] V. L. Streeter, E. B. Wylie, Fluid Transients, McGraw-Hill, New York, USA, 1978.
- [3] E. B. Wylie, Advances in the use of MOC in the unsteady flow, Proc. 4th Int. Con/. On Pressure Surges, BHRA, Bath, England, (1983), 27 – 36.
- [4] W. Zielke, Frequency-dependent friction in transient pipe flow, Journal of Basic Engineering, ASME, 90 (1968), 109 – 115. <http://dx.doi.org/10.1115/1.3605049>
- [5] A. K. Trikha, An efficient method for simulating frequency-dependent friction in transient liquid flow, Journal of Fluids Engineering, ASME, 97 (1975), 97 – 105.
- [6] F. T. Brown, On weighting functions for the simulation of unsteady turbulent Flow, Forum on Unsteady Flow, ASME, New Orleans, USA, FED, 15 (1984), 26 - 28.
- [7] S. Jing-Chao, C. Yigang, An efficient approximate expression for transient flow of high viscous fluid in hydraulic pipelines, Proc. 6th Int. Con/. on Pressure Surges, BHRA, Cranfield, England, (1989), 349 – 356.
- [8] S. Sato, K. Suzuki, and T. Taketomi, Improving Zielke's method of simulating frequency-dependent friction in laminar liquid pipe flow, Journal of Fluids Engineering, ASME, 113 (1991), 569 – 573. <http://dx.doi.org/10.1115/1.2926516>
- [9] K. L. Hwang, A. E. Vardy, A characteristics model of transient friction in pipes, Journal of Hydraulic Research, IAHR, 29 (1991), 669-684. <http://dx.doi.org/10.1080/00221689109498983>



- [10] B. Brunone, U. M. Golia, and M. Greco, Some remarks on the momentum equation for fast transients, Int. Meeting on Hydraulic Transients with Column Separation. 9th Round Table, IAHR, Valencia, Spain, (1991), 140 – 148.
- [11] VARDY, A.E., HWANG, K.L., and BROWN, J.M.B(1993). A weighting function model of transient turbulent pipe flow. Journal of hydraulic research, IAHR 31(4), 533-548.
- [12] Prado R.A. & Larreteguy Axel E. (2002) « A transient shear stress model for the analysis of laminar water-hammer problems », Journal of Hydraulic Research, Vol. 40, No.1, pp. 45-53.

"Propagation d'une Onde dans des Poutres De Matériau à Gradient Propriété avec Utilisation d'une Théorie de Déformation de Cisaillement Efficace "

"NEBAB Mokhtar"¹,

" BENADOUD Mourad "²,

" AIT ATMANE Hassen "³,

¹ " Université Hassiba Benbouali de Chlef, Laboratoire des Sciences des Matériaux et Environnement, Algérie, m.nebab@univ-chlef.dz "

² " Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbes, laboratoire matériaux & hydrologie, Algérie, aitatmane2000@yahoo.fr "

³ " Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbes, laboratoire matériaux & hydrologie, Algérie, aitatmane2000@yahoo.fr "

Résumé :

Objectif dans ce travail est développé une théorie efficace de déformation de cisaillement pour l'analyse de propagation d'onde dans une poutre de matériau à gradient propriété. La théorie de déformation de cisaillement proposée est une méthode efficace car elle nous permet de montrer l'effet des deux composants de flexion et de cisaillement. Les propriétés des matériaux de la poutre sont supposées être graduées dans la direction de l'épaisseur, de la surface supérieure riche en céramique à la couche inférieure riche en métal, selon une loi de puissance simple en termes de fractions volumiques des constituants. Equations gouvernant de la propagation de l'onde dans la poutre de matériau à gradient propriété sont dérivées en utilisant le principe de Hamilton. La relation de dispersion analytique de la poutre de matériau à gradient propriété est obtenue en résolvant un problème de valeur propre. Les effets des distributions des fractions volumiques, de l'épaisseur de la poutre et du nombre d'ondes sur la propagation des ondes dans une poutre de matériau à gradient propriété sont discutés en détail. On peut en conclure que la présente théorie est non seulement précise mais aussi simple pour prédire les caractéristiques de propagation d'onde dans la poutre graduée de propriété.

Mots clés:

Propagation d'onde; poutre de matériau à gradient propriété; théories de déformation de cisaillement d'ordre supérieur.

1. Introduction

matériaux à gradation fonctionnelle (FGM) sont une classe de matériaux composites qui ont une variation continue de l'espace des propriétés des matériaux d'une surface à l'autre par une distribution non uniforme de la phase de renforcement, et en éliminant ainsi la concentration des contraintes inter laminaire trouvée dans les composites stratifiés qui provoque de nombreux problèmes tels que délamination, initiation et propagation des fissures en raison de la déformation plastique importante aux interfaces et ainsi de suite. Typiquement, FGM sont constitués d'un mélange de céramique et d'une combinaison de différents métaux. [1, 2] Les études de propagation des ondes sont également importantes pour comprendre les caractéristiques dynamiques de la structure FGM à des fréquences plus élevées en raison de leurs diverses applications du monde réel. La surveillance de la santé structurelle ou la détection des dommages est une application importante. Comme la propagation des ondes concernent des fréquences plus élevées, des ondes diagnostiques peuvent être utilisées pour prédire la présence de défauts même minimes, qui surviennent au début de l'endommagement et les propagent jusqu'à l'échec de la structure de la FGM. Dans de nombreuses structures d'aéronefs, la vibration et le bruit indésirés transmettent de la source aux autres parties sous forme de propagation d'ondes et ceci nécessite un contrôle ou une réduction, ce qui est encore une application importante des études de propagation des ondes.

L'étude de la propagation des ondes dans les structures FG a également reçu beaucoup d'attention de la part de divers chercheurs. Chen et al [3] ont étudié le comportement de dispersion des ondes dans des plaques graduées fonctionnellement avec des propriétés matérielles variant dans le sens de l'épaisseur. [4] et Liu ont étudié les ondes SH dans les plaques FG, où la variation de la propriété du matériau était supposée être une fonction quadratique par morceaux dans le sens de l'épaisseur. Han et al [5] ont proposé une méthode analytique-numérique pour analyser les caractéristiques des vagues dans les cylindres FG. Han et al [6] ont également proposé une méthode numérique pour étudier l'onde transitoire dans les plaques FG excitées par les charges d'impact. [7] et Luo ont également étudié la propagation de l'onde et la réponse dynamique des plaques rectangulaires à gradients fonctionnels avec des supports serrés complets sous une charge impulsive. Considérant les effets thermiques et les propriétés des matériaux dépendant de la température, Sun et Luo [8] ont étudié la propagation d'une plaque graduelle fonctionnellement infinie en utilisant la théorie de la plaque de déformation de cisaillement d'ordre supérieur.

Notre objectif de ce travail est d'étudier l'influence de nombreux paramètres sur la propagation d'onde d'une poutre FG. Les champs de déplacement des théories proposées sont choisis sur la base d'une variation cubique des déplacements dans l'avion à travers l'épaisseur. La théorie de la déformation auditive proposée est une méthode efficace car elle nous permet de montrer l'effet des deux composants de flexion et de cisaillement et ceci est réalisé en divisant le déplacement transversal dans les parties de flexion et de cisaillement.

2. Formulations théoriques

Considérons une poutre comme le montre la figure 1 avec une longueur L et une section uniforme $b \times h$. Le faisceau est constitué d'un mélange de matières céramiques et métalliques isotropes dont les propriétés varient en douceur à travers la profondeur en fonction des fractions volumiques des constituants. La fraction volumique de céramique V_c est exprimée en fonction des coordonnées z tel que

$$V_c = \left(\frac{z}{h} + \frac{1}{2} \right)^N \quad (1)$$

Où p est le paramètre scalaire, qui est positif. La variation de V_c à travers la profondeur de la poutre. La distribution des propriétés matérielles de la poutre FG à travers sa profondeur est donnée par la forme de la loi de puissance :

$$P(z) = P_M + (P_C - P_M) \left(\frac{z}{h} + \frac{1}{2} \right)^N, \quad (2)$$

Où P_c et P_m sont le module d'Young (E), le coefficient de Poisson (ν), la masse volumique (ρ) de matériaux céramiques et métalliques, respectivement.



Figure. 1 Coordonné et géométrique de poutre fonctionnellement gradue.

2.1. Cinématique

Les champs de déplacement de diverses théories de la poutre de déformation de cisaillement sont choisis sur la base des hypothèses suivantes: (1) les déplacements axiaux et transversaux sont divisés en composants de flexion et de cisaillement; (2) la composante de flexion du déplacement axial est similaire à celle donnée par la théorie classique de la poutre (CBT); et (3) la composante de cisaillement du déplacement axial donne lieu à la variation supérieure de la contrainte de cisaillement et donc à la contrainte de cisaillement à travers la profondeur de la poutre de telle sorte que la contrainte de cisaillement disparaisse sur les surfaces supérieure et inférieure. Sur la base de ces hypothèses, les champs de déplacement de diverses théories de poutre de déformation de cisaillement d'ordre supérieur sont donnés sous une forme générale.

$$u(x, y, z_{ns}, t) = u_0(x, y, t) - z_{ns} \frac{\partial w_b}{\partial x} - f(z) \frac{\partial w_s}{\partial x} \quad (3a)$$

$$w(x, y, z_{ns}, t) = w_b + w_s \quad (3c)$$

Où u_0 est le déplacement dans le plan médian de la poutre dans la direction x , w_b et w_s sont respectivement les composantes de flexion et de cisaillement du déplacement transversal ; et $f(z)$ de Reddy [9] est une fonction de forme déterminant la distribution de la contrainte transversale de cisaillement et de la contrainte de cisaillement à travers la profondeur de la poutre. Les déformations linéaires non nulles associées au champ de déplacement sont :

$$\varepsilon_x = \varepsilon_x^0 - zk_x^b - f(z)k_x^s, \quad \gamma_{xz} = g(z)\gamma_{xz}^0 \quad (4a)$$

$$\text{Et,} \quad \varepsilon_x = \frac{\partial u_0}{\partial x}, \quad k_x^b = -\frac{\partial w_b}{\partial x}, \quad k_x^s = -\frac{\partial w_s}{\partial x}, \quad \gamma_{xz}^0 = \frac{\partial w_s}{\partial x} \quad (4a)$$

$$f(z) = \frac{4z^3}{3h^2}, \quad g(z) = 1 - \frac{\partial f(z)}{\partial z}$$

En supposant que la poutre FG obéit à la loi de Hooke, les contraintes dans la poutre deviennent

$$\sigma_x = C_{11}(z)\varepsilon_x, \quad \tau_{xz} = C_{55}(z)\gamma_{xz} \quad (5)$$

Où (σ_x, τ_{xz}) et $(\varepsilon_x, \gamma_{xz})$ sont les composantes contrainte et déformation, respectivement. En utilisant les propriétés du matériau définies dans l'équation. (4), les coefficients de rigidité, C_{ij} , peuvent être exprimés

$$C_{11}(z) = \frac{E(z)}{(1-\nu^2)}, \text{ et } C_{55}(z) = \frac{E(z)}{2(1+\nu)} \quad (6)$$

2.2. Équations de mouvement

Le principe d'Hamilton est utilisé ici pour déterminer les équations de mouvement. Le principe peut être exprimé en forme analytique comme suit

$$0 = \int_0^T (\delta U - \delta K) dt \quad (7)$$

Où δU est l'énergie de déformation virtuelle ; et δK est la variation d'énergie cinétique. La variation de l'énergie de déformation de la poutre est calculer par

$$\begin{aligned} \delta U &= \int_V (\sigma_x \delta \varepsilon_x + \tau_{xz} \delta \gamma_{xz}) dAdz \\ &= \int_A \{ N_x \delta \varepsilon_x^0 + M_x^b \delta k_x^b + M_x^s \delta k_x^s + S_{xz} \delta \gamma_x^s \} dA \end{aligned} \quad (8)$$

Où les résultantes N , M et S sont définies par

$$\text{, et, } (N_x, M_x^b, M_x^s) = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} (1, z_{ns}) \sigma_x dz \quad S_{xz} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} (\tau_{xz}) dz. \quad (9)$$

La variation de l'énergie cinétique de la poutre est donnée par

$$\delta K = \int_A \left\{ \begin{aligned} & I_0 \left(\dot{u}_0 \delta \dot{u}_0 + (\dot{w}_b + \dot{w}_s) \delta (\dot{w}_b + \dot{w}_s) \right) - I_1 \left(\dot{u}_0 \frac{\partial \delta \dot{w}_b}{\partial x} + \frac{\partial \dot{w}_b}{\partial x} \delta \dot{u}_0 \right) - J_1 \left(\dot{u}_0 \frac{\partial \delta \dot{w}_s}{\partial x} + \frac{\partial \dot{w}_s}{\partial x} \delta \dot{u}_0 \right) + I_2 \left(\frac{\partial \dot{w}_b}{\partial x} \frac{\partial \delta \dot{w}_b}{\partial x} \right) \\ & + K_2 \left(\frac{\partial \dot{w}_s}{\partial x} \frac{\partial \delta \dot{w}_s}{\partial x} \right) + J_2 \left(\frac{\partial \dot{w}_b}{\partial x} \frac{\partial \delta \dot{w}_b}{\partial x} + \frac{\partial \dot{w}_s}{\partial x} \frac{\partial \delta \dot{w}_s}{\partial x} \right) \end{aligned} \right\} dA \quad (10)$$

Où la convention de point-indique la différenciation super script par rapport à la variable de temps t ; et $(I_0, I_1, I_2, J_1, J_2)$ sont des inerties de masse définies comme

$$(I_0, I_1, I_2, J_1, J_2) = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} (1, z, f, z^2, zf, f^2) \rho(z) dz \quad (11)$$

Substituant les relations pour δU , δV , et δK des Eqs. (8), (10), et (11) dans Eq. (7) en intégrant par partie, et en mettant les coefficients δu_0 , δw_b , et δw_s nuls séparément, Les équations de mouvement de la plaque sont obtenues comme suit

$$\delta u_0 : \frac{\partial N_x}{\partial x} = I_0 \ddot{u}_0 - I_1 \frac{\partial \ddot{w}_b}{\partial x} - J_1 \frac{\partial \ddot{w}_s}{\partial x} \quad (12a)$$

$$\delta w_b : \frac{\partial^2 M_x^b}{\partial x^2} = I_0 (\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + I_1 \frac{\partial u_x}{\partial x} - I_2 \nabla^2 \ddot{w}_b - J_2 \nabla^2 \ddot{w}_s \quad (12b)$$

$$\delta w_s : \frac{\partial^2 M_x^s}{\partial x^2} = I_0 (\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + J_1 \frac{\partial u_x}{\partial x} - J_2 \nabla^2 \ddot{w}_b - K_2 \nabla^2 \ddot{w}_s \quad (12c)$$

En substituant Eq. (6) dans Eq. (5) Et les résultats ultérieurs dans Eq. (9), les résultantes de contraintes sont obtenues comme suit

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ M_x^b \\ M_x^s \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & B_{11} & B^S \\ B_{11} & D_{11} & D_{11}^S \\ B^S & D_{11} & H_{11}^S \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ k_x^b \\ k_x^s \end{Bmatrix}, \text{ et } S_{xz} = A^s \gamma_{xz}, \quad (13)$$

Où $(A_{11}, B_{11}, D_{11}, B_{11}^S, D_{11}^S, H_{11}^S)$ sont la rigidité de la poutre, définie par

$$(A_{11}, B_{11}, D_{11}, B_{11}^S, D_{11}^S, H_{11}^S) = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} Q_{11}(1, z, z^2, f, zf, f^2) dz, \text{ et } A_{55} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} Q_{55}(g)^2 dz \quad (14)$$

En substituant Eq. (13) dans Eq. (12), les équations de mouvement peuvent être exprimé en terme de déplacement (u_0, w_b, w_s) comme suit

$$A_{11} \frac{\partial^2 u_x}{\partial x^2} - B_{11} \frac{\partial^3 w_b}{\partial x^3} + B_{11}^S \frac{\partial^3 w_s}{\partial x^3} = I_0 \ddot{u}_0 - I_1 \frac{\partial \ddot{w}_b}{\partial x} - J_1 \frac{\partial \ddot{w}_s}{\partial x} \quad (15a)$$

$$B_{11} \frac{\partial^2 u_x}{\partial x^2} - D_{11} \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} - D_{11}^S \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} = I_0 (\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + I_1 \frac{\partial u_x}{\partial x} - I_2 \nabla^2 \ddot{w}_b - J_2 \nabla^2 \ddot{w}_s \quad (15b)$$

$$B_{11}^S \frac{\partial^2 u_x}{\partial x^2} - D_{11}^S \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} - H_{11}^S \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} + H_{55}^S = I_0 (\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + J_1 \frac{\partial u_x}{\partial x} - J_2 \nabla^2 \ddot{w}_b - K_2 \nabla^2 \ddot{w}_s \quad (15d)$$

3. Solution exacte pour l'appui simple

Nous supposons des solutions pour u_0 , w_b et w_s représentant des ondes propagatives dans la direction x avec la forme

$$\begin{Bmatrix} u_0 \\ w_b \\ w_s \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} U e^{i(kx-\omega t)} \\ W_b e^{i(kx-\omega t)} \\ W_s e^{i(kx-\omega t)} \end{Bmatrix} \quad (16)$$

Où, U , W_b et W_s sont les coefficients de l'amplitude de l'onde, k est le nombre d'onde de la propagation de l'onde le long de la direction de l'axe des x , ω est la fréquence. Substituer l'équation (16) dans l'équation (15), nous obtenons

$$([K] - \omega^2 [M])\{\Delta\} = 0 \quad (17)$$

Les relations de dispersion de la propagation d'onde dans la poutre fonctionnellement gradué sont données par

$$|[K] - \omega^2 [M]| = 0 \quad (18)$$

Les racines de l'équation (18) peuvent être exprimés comme : $\omega_1 = W_1(k)$, $\omega_2 = W_2(k)$ and $\omega_3 = W_3(k)$. Ils correspondent aux modes d'onde M_0 , M_1 et M_2 respectivement. Les modes d'onde M_0 et M_2 correspondent à l'onde de flexion, le mode d'onde M_1 correspond à l'onde d'extension.

La vitesse de phase de la propagation de l'onde dans la poutre graduée fonctionnellement peut être exprimée

$$C_i = \frac{W_i(k)}{k} \quad i = (1,2,3) \quad (19)$$

4. Résultats et discussions

Dans cette section, une poutre FG en Si_3N_4 / SUS_{304} , dont les propriétés sont : $E = 348.43$ GPa, $\rho = 2370$ kg / m³, $\nu = 0.3$ pour Si_3N_4 et $E = 201.04$ GPa, $\rho = 8166$ kg / m³, $\nu = 0,3$ pour SUS_{304} , sont choisis. La profondeur de poutre FG est de 0,02 m.

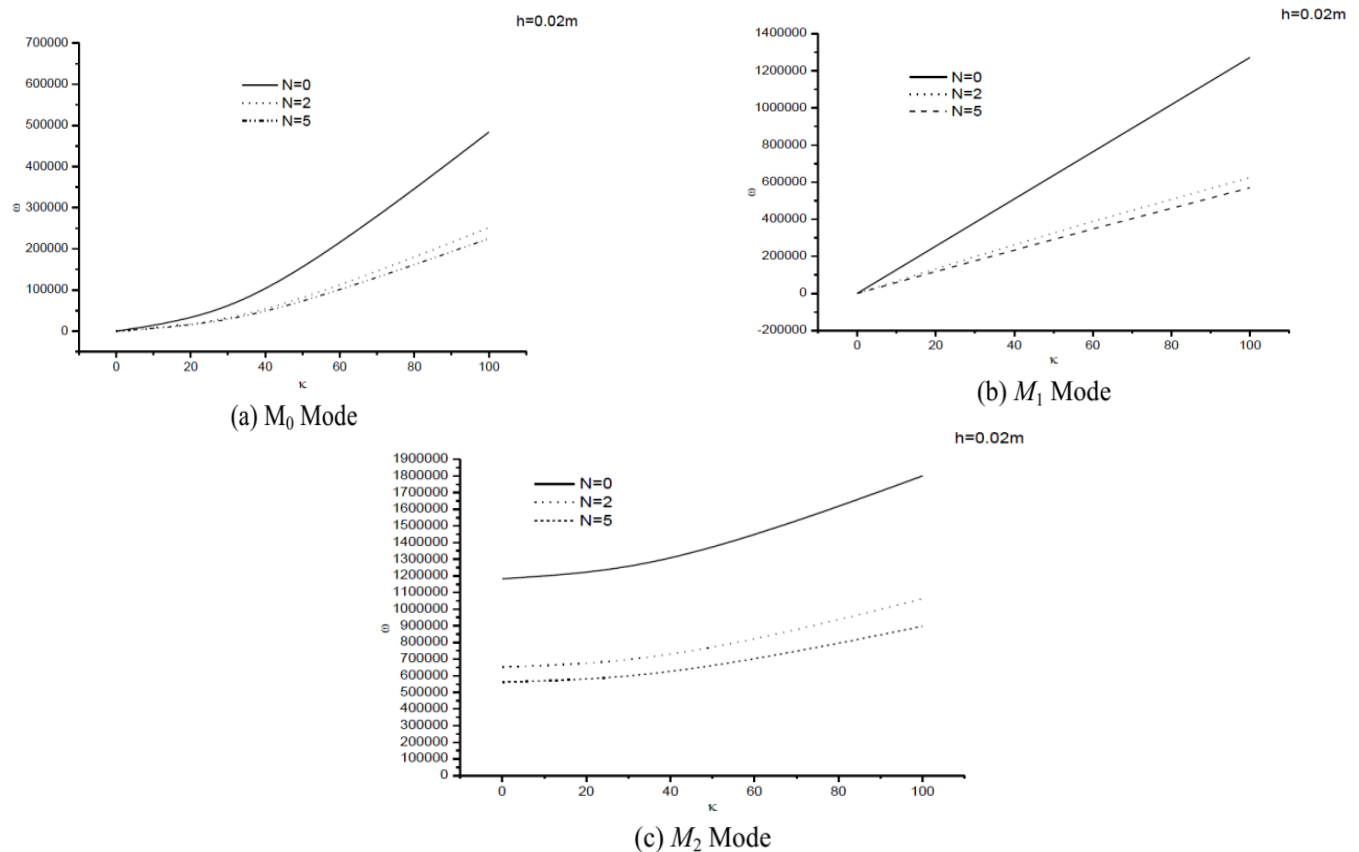


Figure. 2 Les courbes de dispersion de différentes poutres graduellement fonctionnelles.

Figures. 2 présentent respectivement les courbes de dispersion et les courbes de vitesse de phase de poutre à gradations fonctionnelles parfaites différentes. Plus le paramètre de dispersion est élevé, plus la fréquence de propagation des ondes dans les poutres fonctionnelles est élevée, quel que soit l'indice de loi de puissance. Cependant, l'augmentation de l'indice de loi de puissance conduit à une diminution de la fréquence. En conséquence, la fréquence maximale est obtenue pour une poutre en céramique complet ($N = 0$).

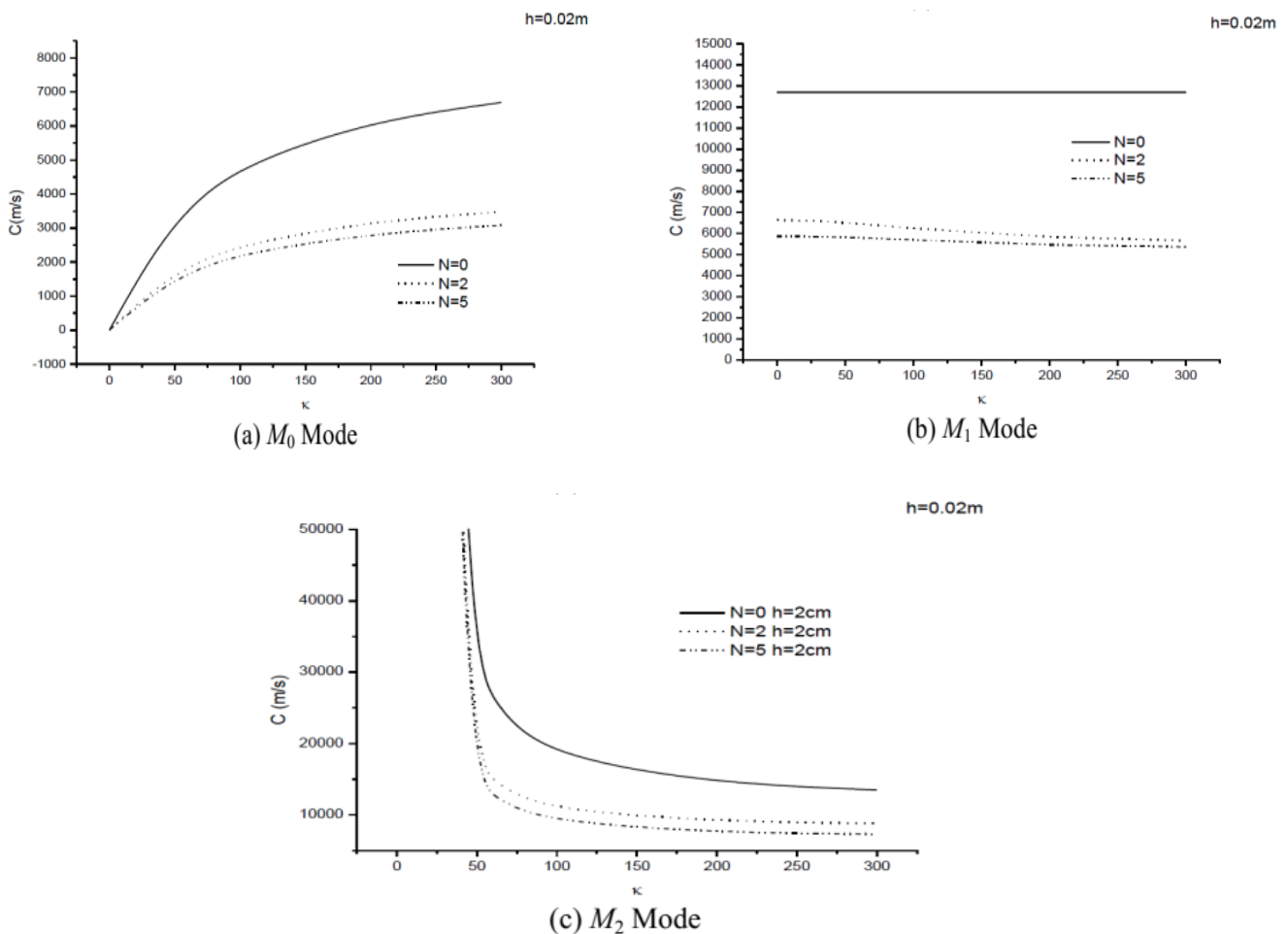


Figure. 3 Les courbes de vitesse de phase de différentes poutres fonctionnelles.

La figure 3 présente les courbes de vitesse de phase des différents poutres FG obtenues en utilisant une théorie de déformation de cisaillement du 3^{ème} ordre pour différentes valeurs de l'indice de loi de puissance N . On peut conclure de cette courbe que la vitesse de phase décroît lorsque l'indice de loi de puissance augmente pour le même nombre d'onde k . La vitesse de phase pour le mode d'extension M_1 de la poutre homogène ($N = 0$) est constante contrairement à celle de la poutre non homogène ($N \neq 0$). On peut également conclure que la vitesse de phase est maximale pour l en céramique complet ($N = 0$).

5. Conclusion

Dans cette recherche, la propagation des ondes des poutres FG en utilisant une théorie efficace de la déformation par cisaillement. Les propriétés du matériau sont considérées comme variées dans la direction de l'épaisseur en fonction de la règle de mélange modifiée. Les équations gouvernant la propagation de l'onde dans la poutre FG sont dérivées dans le cadre de la théorie de la poutre de déformation de cisaillement du troisième ordre et en utilisant le principe de Hamilton. La relation de dispersion analytique de la poutre FG est obtenue en résolvant un problème de valeur propre. D'après les travaux actuels, on peut affirmer que l'effet des distributions des fractions volumiques et de l'indice de volume sur la propagation des ondes dans la poutre FG est significatif.

6. Bibliographie

- [1] M.A.A. Meziane, H.H. Abdelaziz, A. Tounsi, An efficient and simple refined theory for buckling and free vibration of exponentially graded sandwich plates under various boundary conditions, *Journal of Sandwich Structures & Materials* 16(3) (2014) 293-318.

- [2] M. Ahouel, M.S.A. Houari, E. Bedia, A. Tounsi, Size-dependent mechanical behavior of functionally graded trigonometric shear deformable nanobeams including neutral surface position concept, *Steel and Composite Structures* 20(5) (2016) 963-981.
- [3] W. Chen, H. Wang, R. Bao, On calculating dispersion curves of waves in a functionally graded elastic plate, *Composite Structures* 81(2) (2007) 233-242.
- [4] X. Han, G. Liu, Effects of SH waves in a functionally graded plate, *Mechanics Research Communications* 29(5) (2002) 327-338.
- [5] X. Han, G. Liu, Z. Xi, K. Lam, Transient waves in a functionally graded cylinder, *International Journal of Solids and Structures* 38(17) (2001) 3021-3037.
- [6] X. Han, G. Liu, K. Lam, Transient waves in plates of functionally graded materials, *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 52(8) (2001) 851-865.
- [7] D. Sun, S.-N. Luo, The wave propagation and dynamic response of rectangular functionally graded material plates with completed clamped supports under impulse load, *European Journal of Mechanics-A/Solids* 30(3) (2011) 396-408.
- [8] D. Sun, S.-N. Luo, Wave propagation of functionally graded material plates in thermal environments, *Ultrasonics* 51(8) (2011) 940-952.
- [9] J. Reddy, Analysis of functionally graded plates, *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 47(1-3) (2000) 663-684.

Thème 2: Matériaux/Procédés d'élaboration

Caractérisation Mécanique des couches de borures obtenues sur les aciers C35 et 35CrMo₄

Allaoui Omar

Zidelmel Sami

Laboratoire Génie des Procédés, Université de Laghouat, B.P. 37G, 03000 Algerie, o.allaoui@lagh-univ.dz

Laboratoire Génie des Procédés, Université de Laghouat, B.P. 37G, 03000 Algerie, s.zidelmel@lagh-univ.dz

Resumé

Dans ce travail, deux aciers C35 et 35CrMo₄ ont été borurés dans des sels fondus à base de borax additionnés d'un agent réducteur. Trois agents réducteurs ont été utilisés : le B₄C, l'Al et le SiC. L'influence de la composition chimique des bains de boruration sur la dureté, la résistance à la rayure et la résistance à l'usure des couches borurées produites sur les aciers C35 et 35CrMo₄ a été faite à travers la comparaison des échantillons.

Selon la composition chimique du bain de boruration les couches de borures produites sur les deux aciers peuvent être biphasées constituées des deux borures FeB et Fe₂B, ou monophasées constituées de l'unique borure FeB. Les mesures de ténacité effectuées sur les couches borurées réalisées ont confirmé quantitativement la fragilité du borure FeB par rapport au borure Fe₂B.

Les différentes couches borurées ont été classées en fonction de leur performance dans les essais d'usure et de rayure. La couche borurée monophasée élaborée dans le bain borax-SiC a la meilleure tenue à l'usure et à la rayure. Par contre, les couches borurées monophasées obtenues par transformation de couches biphasées suite à un recuit à 720°C exhibent des performances médiocres.

Mots clés: Boruration, Acier C35, Acier 35CrMo₄, Ténacité, Résistance à l'usure, Résistance à la rayure

1. Introduction

La boruration est un traitement thermochimique de surface utilisé pour améliorer la résistance à l'usure et à la corrosion des aciers en vue d'applications dans des conditions très sévères [1]. Les procédés des traitements de borurations diffèrent selon le milieu utilisé lors de la saturation de la surface en bore et qui peut être solide (poudres ou pâtes [2,3]), liquide (dans des sels fondus avec et sans électrolyse [3-9]) ou gazeux [10,11]. Malgré le grand nombre de travaux effectués sur les traitements de boruration, peu d'études ont été consacrées à l'influence du mode d'obtention des couches borurées sur leurs propriétés mécaniques. L'objectif de ce travail est d'étudier l'effet du mode d'obtention des couches de borures sur certaines propriétés mécaniques de ces couches, en particulier, la dureté, la ténacité, la résistance à l'usure et la tenue à la rayure en fonction de la composition du bain de boruration et en fonction des traitements ultérieurs.

2. Techniques expérimentales

Les deux aciers C35 et 35CrMo5 ont été borurés dans des sels fondus à base de borax additionné d'un agent réducteur. Trois agents réducteurs ont été utilisés : B₄C et Al qui donnent lieu à des couches borurées biphasées (FeB + Fe₂B) et SiC qui donne lieu à des couches monophasées (Fe₂B). Après boruration, les échantillons sont soit refroidis à l'air calme soit trempés à l'huile. Quelques échantillons à couche biphasée ont subi un recuit à 720 °C. Le recuit permet de transformer les couches biphasées en couches monophasées.

Les microduretés des échantillons ont été obtenues sous des charges de 50 g pour les couches borurées et une charge de 1 Kg pour le substrat. Des indentations Vickers sous des charges plus importantes ont été utilisées pour déterminer la ténacité des couches borurées. Les essais de rayure ont été réalisés avec le "Revetest" qui permet de détecter l'endommagement de la couche borurée à l'aide d'un capteur d'émission acoustique lié à l'indenteur. L'essai consiste à rayer la surface d'un échantillon boruré avec un indenteur en diamant de 200 µm de diamètre se déplaçant à une vitesse constante. Les essais de rayure ont été effectués de deux manières différentes : une fois sous une charge croissante en une seule passe et la deuxième fois sous une charge constante inférieure à la charge correspondant à l'endommagement en plusieurs passes.

Les essais d'usure « pion-disque » ont été effectués dans l'atmosphère ambiante sans lubrification. Le pion utilisé est une bille en carbure de tungstène de 780 µm de rayon. La charge appliquée est de 10 N et la vitesse de glissement et le nombre de cycles ont été maintenus constants pour pouvoir comparer les comportements des différents échantillons. L'évolution de la force tangentielle est enregistrée continuellement pendant l'essai d'usure.

3. Résultats et discussions

1. Microdureté des couches borurées

Tout en considérant l'incertitude sur les mesures de microdureté réalisées sur les couches borurées, les conclusions suivantes peuvent être tirées :

- a) - Les duretés des couches borurées obtenues sur l'acier C35 sont de 2100 HV pour FeB et 1800 HV pour Fe₂B ; ces valeurs sont plus basses d'environ 200 HV pour les couches obtenues dans l'acier 35CrMo4. Les travaux de Lyakhovich [12] permettent de calculer qu'une addition de 0,2% de Mo et de 1% de Cr aura les effets suivants sur la microdureté des couches borurées:

FeB : augmentation de la dureté de 200 HV

Fe₂B : diminution de la dureté de 200 HV

Cette prédiction a été faite en supposant qu'il n'existe aucune synergie entre les effets du Cr et du Mo. Elle est très bien vérifiée pour Fe₂B mais ne l'est aucunement pour FeB. En effet, au lieu du durcissement attendu dans ce dernier, un adoucissement est observé.

D'autres chercheurs ont trouvé qu'une addition de Cr augmente la dureté des borures FeB [13] et Fe₂B [13,14]. Toutefois, il convient de signaler que ces chercheurs ont travaillé sur des aciers ayant des teneurs en Cr supérieures à 7%.

Il est donc clair de par la divergence des résultats publiés que des facteurs autres que la composition du substrat influent sur la dureté des couches borurées. Ainsi, il est fort probable que les défauts (porosité, stœchiométrie des borures,...) et les contraintes résiduelles dans les couches jouent un rôle non négligeable. Cependant, la présente étude ne nous permet pas de conclure sur cette question.

- b)** - Les duretés des couches borurées sont indépendantes de la composition chimique du bain de boruration. Ce résultat est en contradiction avec celui de Lyakhovich et al. [15] qui ont trouvé que la dureté du borure Fe₂B élaboré dans le bain Borax-B₄C (couche biphasée) est de 1400 HV tandis que la dureté du même borure élaboré dans le bain Borax-SiC (couche monophasée) est de 1550 HV.
- c)** - La température et le temps de boruration n'ont pas une grande influence sur la microdureté des couches borurées. Une étude menée par Lyakhovich [12] sur l'effet de la température de boruration a montré qu'une augmentation de température de 850 °C à 950 °C réduisait d'environ 200 HV la dureté de FeB mais laissait invariante la dureté de Fe₂B.
- d)** - La dureté de FeB dépend sensiblement de la vitesse de refroidissement après boruration; elle est plus élevée d'environ 200 HV dans l'échantillon trempé à l'huile par rapport à l'échantillon refroidi à l'air calme. Par contre, la dureté de Fe₂B reste inchangée.

Les résultats qui sont publiés dans la littérature et qui se rapportent à l'effet de la vitesse de refroidissement sur la dureté des couches borurées paraissent contradictoires. Ainsi, Habig et Shatterjee-Fischer [13] ont trouvé qu'une trempe à l'huile augmente la dureté d'une couche monophasée de Fe₂B d'environ 200 HV tandis que Lyakhovich et al. [15] ont mesuré une diminution de cette dureté. Kaprenko et al. [16], quant à eux, ont trouvé qu'une trempe et revenu n'ont aucun effet sur les duretés des borures FeB et Fe₂B.

2. Ténacité des couches borurées

Les ténacités des couches borurées ont été mesurées à partir des fissures radiales produites par indentation (Figure 1). Les empreintes produites dans le borure Fe₂B sous une charge de 50 N ont des profondeurs inférieures au huitième de l'épaisseur de la couche. Par conséquent, les valeurs de K_{IC} ainsi calculées peuvent être considérées comme des mesures de la ténacité intrinsèque de la couche Fe₂B. Le même ne peut être dit pour les borures FeB qui, de par leurs faibles épaisseurs (20 à 30 μm), n'ont pu être testés dans des conditions excluant toute influence du substrat.

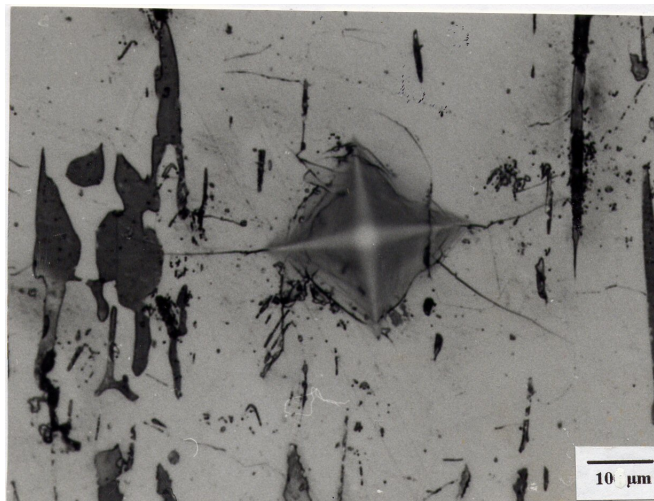


Figure 1 : Fissures radiales produites par l'essai d'indentation

La formule proposée par Liang et al. [17] a été utilisée pour calculer le facteur d'intensité des contraintes critique K_{IC}.

$$K_{IC} = \frac{1}{\alpha} \cdot \left(\frac{Ha}{\phi} \right)^{\frac{1}{2}} \cdot \left(\frac{E\phi}{H} \right)^{0.4} \cdot \left(\frac{c}{a} \right)^{\frac{c}{18a} - 1.51}$$

où

$$\alpha = 14 \cdot \left[1 - 8 \left(\frac{4\nu - 0.5}{1 + \nu} \right)^{0.4} \right]$$

ϕ : constante sans dimension égale à 3 pour les indenteurs Vickers

2a : diagonale de l'empreinte

2c : longueur de la fissure

H : dureté

E : module d'élasticité

ν : coefficient de Poisson

Cette formule a été validée par les travaux accomplis par plusieurs équipes de recherche sur le carbure de silicium et les céramiques alumine-zircone. Elle traite aussi bien les fissures du type médian que celles du type Palmqvist. Les valeurs des facteurs d'intensité de contraintes critiques des borures de fer sont :

FeB : $K_{IC} = 2,7 \text{ MPa m}^{1/2}$	dans la direction parallèle à la surface borurée
Fe ₂ B : $K_{IC} = 3,3 \text{ MPa m}^{1/2}$	dans la direction parallèle à la surface borurée
Fe ₂ B : $K_{IC} = 6,1 \text{ à } 7,2 \text{ MPa m}^{1/2}$	dans la direction perpendiculaire à la surface borurée

Ce résultat est une confirmation **quantitative** du fait communément admis que FeB est plus fragile que Fe₂B. Une comparaison des résultats indique que la ténacité des couches de borure Fe₂B est bien plus élevée dans la direction perpendiculaire à la surface borurée que dans la direction qui lui est perpendiculaire. Sachant que la croissance des borures FeB et Fe₂B se fait préférentiellement dans la direction cristallographique [002], il semblerait donc que cette dernière soit une direction à ténacité élevée.

3. Résistance à la rayure

Les essais de rayure monopasse à charge croissante ont donné lieu à trois types d'endommagement :

- Des fissures en fond de trace qui se propagent à l'arrière de l'indenteur. Ces fissures peuvent avoir forme mosaïque comme elles peuvent avoir une forme curviligne perpendiculaire à l'axe de la rayure. Ce type de fissure est présent dans tous les échantillons sans exception (Figure 2a et b).
- Des fissures qui se développent sur les bords de la rayure pour se propager ensuite en dehors de celle-ci. Ces fissures qui sont causées par la déformation plastique du substrat ont une longueur extrêmement variable (Figure 2c).
- Des écaillages cohésifs qui apparaissent en fin de trace lorsque la charge appliquée devient relativement élevée. Cet écaillage est lié à la fragilité intrinsèque du revêtement et est généralement observé dans les couches relativement épaisses (Figure 2d).

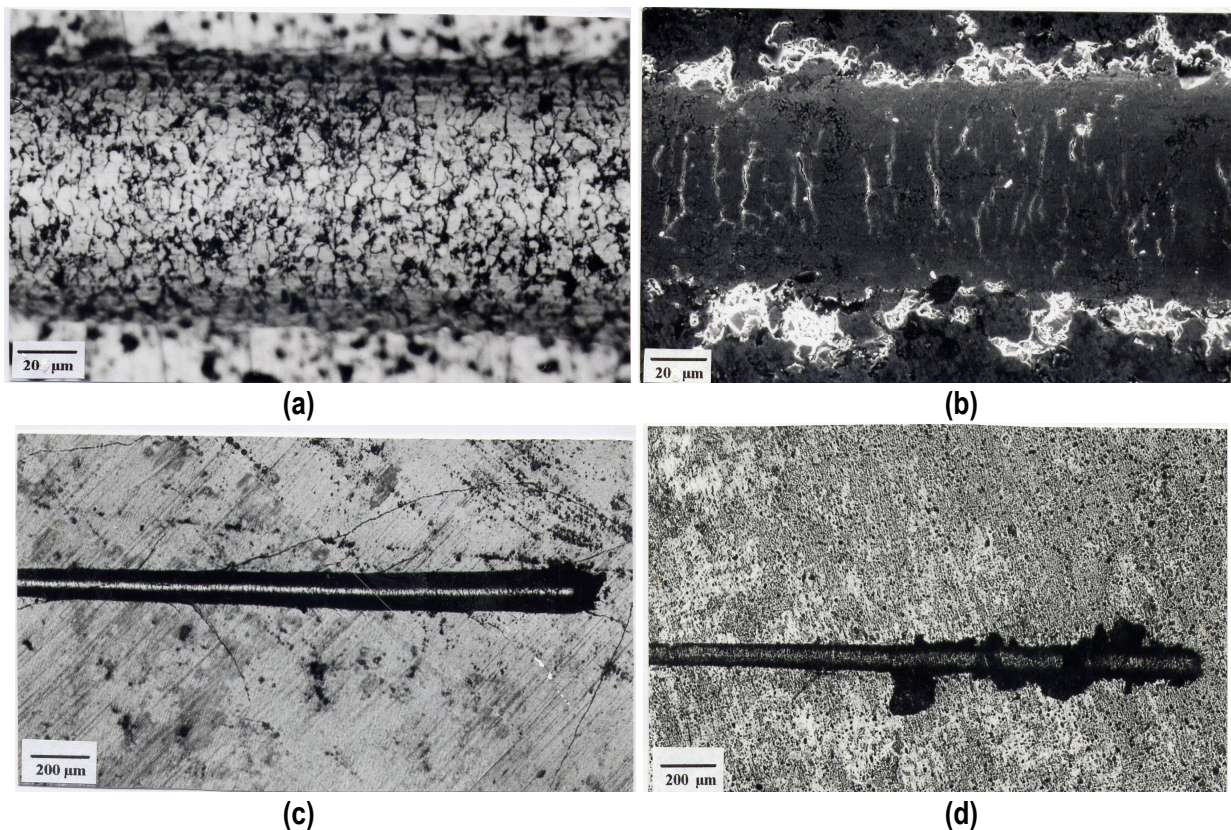


Figure 2 : Types de fissures produites par l'essai de rayure à charge croissante

Dans aucun cas un écaillage adhésif n'a été observé. Cela n'est guère surprenant vu que les borures considérés ont une forme aciculaire qui donne lieu à des interfaces aux formes tourmentées. L'examen par microscopie optique des

échantillons testés a montré que la charge critique d'endommagement dans l'essai de rayure monopasse coïncide toujours avec l'apparition de fissures en fond de trace.

Après l'essai de rayure monopasse les échantillons subissent en suite un essai de rayure multipasse sous charge constante. Cet essai permis de caractériser la tenue des couches borurées à des sollicitations cycliques très sévères. Les charges appliquées (20 et 50 N) sont bien sur inférieures à la plus petite des charges critiques d'endommagement déterminées par l'essai de rayure monopasse à charge croissante. Le nombre de passes nécessaires pour endommager une couche borurée donnée est adopté comme critère de résistance de cette couche. Comme prévu, la première passe de l'essai multipasse ne donne lieu à aucune fissure. Les endommagements produits sur les échantillons sont invariablement constitués d'écaillages cohésifs sur les bords de la trace. Aucune fissure en fond de trace n'a été observée.

Une comparaison des différents échantillons nous permet de dire que la composition chimique du bain de boruration affecte sensiblement la résistance des couches borurées à la rayure, et cela quelle que soit la nature de ces couches (monophasées ou biphasées). Contrairement à cela, la composition chimique des couches borurées produites dans les aciers C35 et 35CrMo4 affecte peu la résistance à la rayure de ces couches. Les échantillons testés sont classés dans le même ordre par les essais de rayure monopasse et multipasses, et cela quel que soit le critère utilisé dans l'essai monopasse (charge d'apparition des fissures en fond de trace) et la charge appliquée dans l'essai multipasse (20 ou 50 N). Il semblerait donc qu'un seul essai serait suffisant pour classer les échantillons borurés. L'application d'un recuit réduit sensiblement la tenue à la rayure des borures. Cela ne peut être expliqué par la nature monophasée de la couche vu que l'échantillon monophasé élaboré dans le bain borax-SiC compte parmi les échantillons les plus performants. La faible résistance à la rayure de la couche monophasée obtenue après recuit pourrait être expliquée par les contraintes résiduelles introduites par la transformation de FeB en Fe₂B soit par la présence de défauts tels que la porosité.

4. Résistance à l'usure

Les couches borurées testées, qu'elles soient monophasées ou biphasées, donnent lieu à des coefficients de frottement de valeurs comparables. Dans chaque cas, l'évolution de la force tangentielle Q en fonction du nombre de cycles peut être décomposée en trois phases (Figure 3) :

1. Une première phase où le coefficient de frottement est faible et égal à la valeur qu'il avait au tout début de contact ($\mu = 0.11$ à 0.15). Cette phase peut atteindre 470 cycles et correspond au glissement de l'indenteur sur l'échantillon en l'absence de tout endommagement majeur.
2. Une deuxième phase où le coefficient de frottement augmente progressivement jusqu'à une valeur maximale variant entre 0.55 et 0.65. Cette phase est associée à la formation de la couche transférée et à l'apparition de particules d'usure sur la trace de l'indenteur.
3. Une troisième phase où le coefficient de frottement se stabilise entre 0.44 et 0.48. Ce régime correspondrait à une action abrasive accrue des particules d'usure. De telles traces d'usure sont clairement visibles sur l'indenteur après chaque essai.

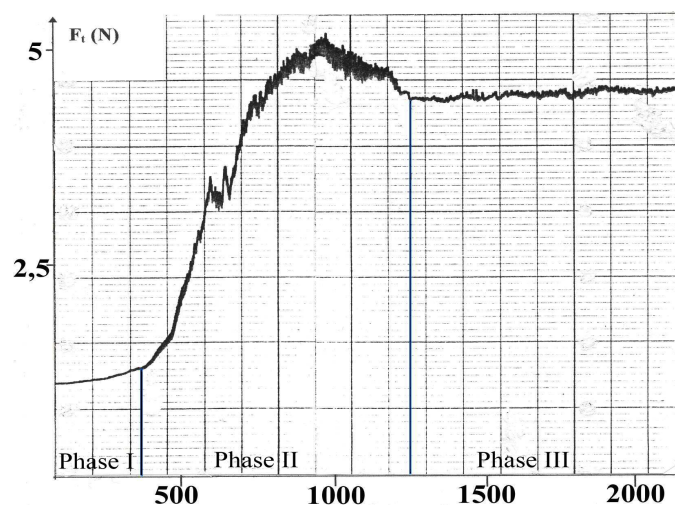


Figure 3 : Courbe de frottement - Force tangentielle vs Nombre de cycles (Charge normale = 10 N)

On a utilisé le nombre de cycles correspondant à la phase I comme un premier critère de la tenue à l'usure de l'échantillon (Tableau 1).

Tableau 1 : Nombre de cycles correspondant aux phases I et II de la courbe de frottement

Moyen d'obtention des couches borurées	Nombre de cycles de la phase I
Borax-B ₄ C	160
Borax-Al	150
Borax-SiC	470
Borax-B ₄ C après recuit	120

Une deuxième quantification de l'usure est faite en mesurant la perte de volume enregistrée sur les différents échantillons. Cette perte de volume est obtenue en soustrayant le volume des bourrelets V₊ au volume de la dépression centrale V₋ ($W = V - V^*$) (Figure 4).

L'échantillon monocouche élaboré dans le bain borax-SiC exhibe la meilleure résistance à l'usure de tous les échantillons testés. Ce résultat corrobore ceux de plusieurs chercheurs qui ont trouvé que les couches monophasées sont plus performantes que les couches biphasées. Cette meilleure performance est attribuée selon eux à l'homogénéité structurale de la couche monophasée.

L'application d'un recuit à 720 °C pendant deux heures et demie n'a guère d'effet sur sa résistance à l'usure et cela malgré la transformation de la couche borurée biphasée en couche monophasée. Ainsi, la tenue à l'usure d'une couche borurée n'est pas régie par sa seule structure cristallographique.

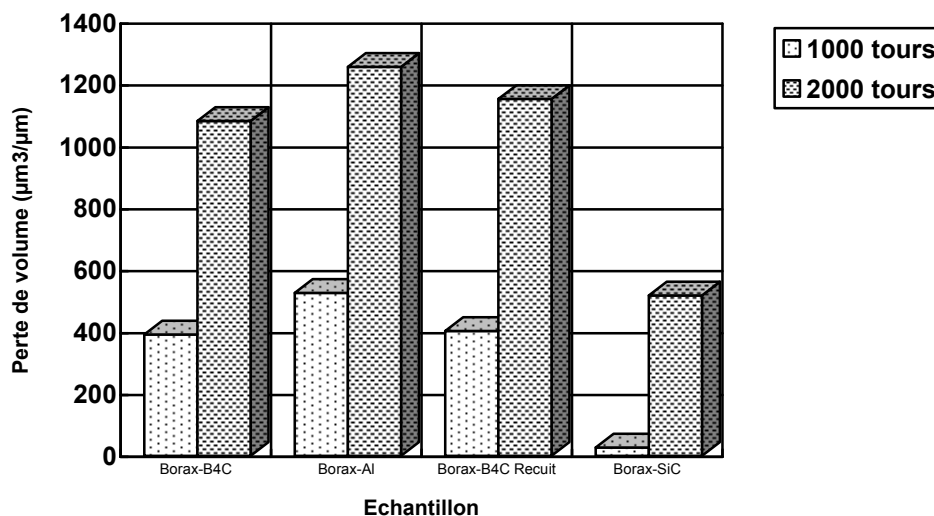


Figure 4 : Perte de volume dans essai d'usure "pion-disque"

Les résultats obtenus montrent que la dureté de la couche borurée formée n'est pas le facteur qui domine le comportement à l'usure dans les conditions utilisées. En effet, bien que la couche borurée de l'échantillon élaborée dans le bain borax-SiC ait une dureté plus faible que celle des échantillons produits dans les bains Borax-B₄C et Borax-Al, elle a une meilleure tenue à l'usure.

Les critères utilisés pour caractériser la tenue à l'usure, à savoir la perte de volume et le nombre de cycles avant endommagement (phase I de la courbe de frottement), classent les échantillons testés plus ou moins dans le même ordre. Il en résulte un groupement des échantillons en deux catégories : l'échantillon monophasé issu du bain Borax-SiC qui a la meilleure tenue à l'usure et les échantillons biphasés issus des bain Borax-B₄C et Borax-Al ainsi que

l'échantillon monophasé issu du recuit qui exhibent des performances comparables les uns aux autres mais bien moindres que celle de l'échantillon issu du bain Borax-SiC.

Les résultats des essais de rayure et d'usure coïncident pour désigner l'échantillon monophasé issu du bain Borax-SiC comme l'un des échantillons les plus performants.

A l'inverse de l'essai d'usure, l'essai de rayure réussit à percevoir une différence dans les performances des couches borurées biphasées de l'échantillon issu du bain Borax-B₄C et de l'échantillon issu du bain issu du bain Borax-Al. Cependant, la différence entre les deux essais s'avère particulièrement patente dans leur caractérisation des couches borurées ayant subi un recuit. En effet, l'essai d'usure ne détecte aucune influence de ce recuit sur la résistance des borures tandis que l'essai de rayure indique un effet catastrophique.

4. Conclusions

Les résultats obtenus suite à ce travail, permettent d'avancer les conclusions suivantes :

- Les microduretés des couches borurées de l'acier C35 sont:
 - FeB : ~ 2100 HV
 - Fe₂B : ~ 1800 HV

Une trempe à l'huile après boruration élève la dureté de FeB tout en laissant invariante la dureté de Fe₂B. Par contre, la composition chimique du bain et la température de boruration n'ont aucun effet sur la dureté des deux couches.

- Les couches borurées de l'acier 35CrMo4 ont des duretés plus basses que celles de l'acier C35 (<200 HV).
- Les facteurs d'intensité des contraintes critiques des couches borurées sont:

Pour la direction parallèle à la surface borurée

$$\text{FeB} : K_{Ic} = 2,7 \text{ MPa.m}^{1/2}$$

$$\text{Fe}_2\text{B} : K_{Ic} = 3,3 \text{ MPa.m}^{1/2}$$

Pour la direction perpendiculaire à la surface borurée

$$\text{Fe}_2\text{B} : K_{Ic} = 6,1 \text{ à } 7,2 \text{ Mpa.m}^{1/2}$$

- La résistance à la rayure et la tenue à l'usure dépendent du bain de boruration, la meilleure performance étant exhibée par les couches borurées monophasées produites dans le bain borax-SiC. Les couches monophasées issues de la transformation de couches biphasées exhibent, quant à elles, des performances assez médiocres.
- Le pouvoir de différenciation de l'essai d'usure est bien inférieur à celui de l'essai de rayure.

5. Bibliographie

- [1] MEDVEDOVSKI Eugene, CHINSKI Fred A. and STEWART Jim, "Wear- and Corrosion-Resistant Boride-Based Coatings Obtained through Thermal Diffusion CVD Processing", Advanced Engineering Materials, 2014, Vol. 16, N° 6, pp. 713–728.
- [2] JAIN V. and SUNDARARAJAN G., "Influence of the Pack Thickness of the Boronizing Mixture on the Boriding of Steel", Surface and Coatings Technology, 2002, Vol. 149, N° 1, pp. 21–26.
- [3] CAMPOS I., PALOMAR M., AMADOR A., GANEM R., MARTINEZ J., "Evaluation of the corrosion resistance of iron boride coatings obtained by paste boriding process", Surface and Coatings Technology, 2006, Vol. 201, N° 6, pp. 2438-2442.
- [4] KAPTAY G., KUZNETSOV S. A., "Electrochemical synthesis of refractory borides from molten salts", Plasmas & Ions, 1999, Vol. 2, N° 2, pp. 45-56.

- [5] KARTAL G., ERYILMAZ O. L., KRUMDICK G., ERDEMIR A., TIMUR S., "Kinetics of electrochemical boriding of low carbon steel", *Applied Surface Science*, 2011, Vol. 257, N° 15, pp. 6928-6934.
- [6] SISTA V., KAHVECIOGLU O., ERYILMAZ O. L., ERDEMIR A., TIMUR S., "Electrochemical boriding and characterization of AISI D2 tool steel", *Thin Solid Films*, 2011, Vol. 520, N° 5, pp. 1582-1588.
- [7] MATIAŠOVSKÝ K., CHRENKOVÁ-PAUČIROVÁ M., FELLNER P., MAKYTA M., "Electrochemical and thermochemical boriding in molten salts", *Surface and Coatings Technology*, 1988, Vol. 35, N° 1–2, pp. 133-149.
- [8] ALLAOUI O., BOUAOUADJA N., SAINDERNAN G., "Characterization of boronized layers on a XC38 steel", *Surface and Coatings Technology*, 2006, Vol. 201, N° 6, pp. 3475-3482.
- [9] GUNES I., ULKER S., TAKTAK S., "Kinetics of Plasma Paste Boronized AISI 8620 Steel in Borax Paste Mixtures", *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, 2013, Vol. 49, N° 5, pp. 567– 573.
- [10] KULKA M., MAKUCH N., POPLAWSKI M., "Two Stage Gas Boriding of Nisil in N₂-H₂-BCl₃ Atmosphere", *Surface and Coatings Technology*, 2014, Vol. 244, pp. 78–86.
- [11] LYAKHOVICH L. S., DOLMANOV F. V., ISAKOV S. A., "Boriding of steels in gaseous media", *Metal Science and Heat Treatment*, 1982, Vol. 24, N° 4, pp. 260–263.
- [12] LYAKHOVICH L.S., *Traitement thermochimique des métaux et alliages* (ed. Metallurgia 1981), pp. 80-110 (en russe).
- [13] HABIG K.-H., CHATTERJEE-FISCHER R., "Wear behaviour of boride layers on alloyed steels", *Tribology International*, 1981, Vol. 14, N° 4, pp. 209-215.
- [14] LYAKHOVICH L. S., PROTASEVICH G. F., VOROSHIN L. G., SUPRUNOVICH A. S., SHABASHOVA N. D., "Liquid boriding", *Metal Science and Heat Treatment*, 1976, Vol. 18, N° 7, pp. 647–648.
- [15] LYAKHOVICH L. S., VOROSHIN L. G., PANICH G. G., "Boriding of steels in fused media", *Metal Science and Heat Treatment*, 1969, Vol. 11, N° 5, pp. 415–418.
- [16] KARPENKO G. V., POKHMAROVSKII V. I., DALISOV V. B. and ZAMIKHOVSKII V. S., "Influence of Diffusion Coatings on the Strength of Steel", edited by A. Aladjem (Trans Tech, Switzerland, 1979).
- [17] Liang K. M., Orange G., Fantozzi G., "Evaluation by indentation of fracture toughness of ceramic materials", *Journal of Materials Science*, 1990, Vol. 25, N° 1, pp. 207–214.

Prédiction de la formabilité de bicouches métal/élastomère en utilisant des modèles de comportement élasto-plastique basés sur la plasticité cristalline

Formability prediction of metal/elastomer bilayers using elasto-plastic constitutive models based on crystal plasticity

Mohamed Ben Bettaieb, Farid Abed-Meraim

LEM3, UMR CNRS 7239 - Arts et Métiers ParisTech, 4 rue Augustin Fresnel, 57078 Metz Cedex 3, France

Email: Farid.Abed-Meraim@ensam.eu

Mots clés : Bicouches métal/élastomère, Courbes limites de formage, Striction localisée, Modèle Néo-Hookeen, Plasticité cristalline, Analyses de bifurcation et d'imperfection initiale

Keywords: Metal/elastomer bilayers, Forming limit diagrams, Localized necking, Neo-Hookean model, Rate-independent crystal plasticity, Bifurcation and imperfection analyses

RÉSUMÉ : Dans cette étude, la théorie de bifurcation et l'approche d'imperfection sont utilisées pour prédire la striction localisée dans des bicouches métal/élastomère. Le schéma auto-cohérent de transition d'échelles est adopté pour déduire le comportement polycristallin à partir de celui de ses constituants élémentaires (monocristaux). Le substrat d'élastomère, supposé en adhérence parfaite, suit un modèle hyper-élastique Néo-Hookeen. Les simulations montrent que les déformations limites prédites par l'approche d'imperfection tendent vers celles prédites par la théorie de bifurcation, lorsque la taille d'imperfection tend vers zéro. On montre également que l'ajout d'un substrat d'élastomère améliore la ductilité de la bicouche.

ABSTRACT: In this work, both the bifurcation theory and the imperfection approach are used to predict localized necking in metal/elastomer bilayers. The self-consistent scale-transition scheme is used to derive the behavior of the polycrystalline aggregate from that of its microscopic constituents (single crystals). As to the elastomer substrate, it follows a Neo-Hookean hyperelastic model. The adherence between the two layers is assumed to be perfect. The numerical results reveal that the limit strains predicted by the imperfection approach tend towards the bifurcation predictions when the size of the geometric imperfection vanishes. Also, it is shown that the addition of an elastomer layer to a metal layer enhances ductility.

I. INTRODUCTION

The ductility of a material is characterized by its ability to deform homogeneously under some imposed loading. For sheet metals undergoing in-plane biaxial loading, at a certain limit strain, the deformation starts concentrating in narrow bands. The occurrence of such localization bands marks the onset of localized necking in the sheet. Predicting the limit strains that lead to localized necking is crucial for designing functional or structural components used in industrial devices. To this end, several numerical models have been developed to predict localized necking, which is represented in the form of forming limit diagram (FLD). This FLD concept was initially introduced by Keeler and Backofen [1], for representing the limit strains in the range of positive strain paths, and has been extended by Goodwin [2] to the range of negative strain paths. Despite the wide range of FLD prediction models available in the literature, very few of them have been devoted to metal/elastomer bilayers. However, the latter have proven better stretchability than traditional freestanding metal layers, and are being increasingly used in the industry. For instance, in the design of electronic devices that require high levels of stretchability, substrate-supported metal layers are often used. This is the case of stretchable conductors used in biomedical applications, and interconnects that are used in large-scale integrated circuits [3,4]. The present paper proposes an efficient tool for the prediction of localized necking in substrate-supported metal layers. The mechanical behavior of a representative volume element of the metal layer is determined from the mechanical behavior of its microscopic constituents by using the self-consistent (SC) scale-transition scheme. Such a micromechanical approach allows an accurate description for the mechanical behavior of the metal layer. Indeed, the self-consistent model takes into account essential microstructure-related features that are relevant at the microscale. These microstructural aspects include key physical mechanisms, such as initial and induced crystallographic textures, morphological anisotropy, and interactions between grains and their surrounding medium. It is noteworthy that, in the literature, other alternatives to the self-consistent scheme are used as well. These alternatives are generally based on the finite element method (CPFEM), where spatial discretization by finite elements is generally required at both the polycrystalline aggregate and the single crystal scales. The mechanical behavior at the single crystal scale is described by a finite strain rate-independent constitutive framework, where the Schmid law is used to model the plastic flow. This rate-independent formulation is more suitable for the modeling and the simulation of cold forming processes, where viscous effects are limited. The developed model is applied in this paper to metal layers with FCC crystallographic structure. On the other hand, the mechanical behavior of the elastomer layer is assumed to obey a hyperelastic neo-Hookean constitutive law. The adherence between the two layers is assumed to be perfect. In order to predict localized necking in the bilayer, the overall mechanical behavior is coupled with two different localization criteria: the bifurcation theory, initially developed by Rice [5], and the imperfection approach initiated by Marciniak and Kuczynski [6]. The use of the Schmid law at the single crystal scale allows predicting limit strains at

realistic levels when the bifurcation theory is used as localization criterion. One of the main conclusions of this paper is that the addition of an elastomer layer can significantly retard the occurrence of localized necking in the whole bilayer. It is also demonstrated that the FLDs of the bilayer predicted by the Marciniak–Kuczynski (M–K) analysis tend towards those predicted by the bifurcation theory in the limit of a vanishing size for the initial geometric imperfection of the metal layer.

The remainder of the paper is organized as follows: The constitutive equations describing the mechanical behavior of the metal and elastomer layers will be outlined in the second section. In the third section, the theoretical framework for the two localization criteria will be presented. Various numerical results obtained by the application of the developed tool will be presented and discussed in the fourth section.

II. MECHANICAL BEHAVIOR OF THE BILAYER

A. Metal Layer

1) Constitutive equations at the polycrystalline scale:

Let us consider a polycrystalline aggregate, which is assumed to be statistically representative of the metal layer. To derive the mechanical behavior of this polycrystalline aggregate from the behavior of its microscopic constituents, the self-consistent model is used. Only the main lines of this scheme are presented here; the complete details can be found in [7]. Compared to the full-constraint (FC) Taylor model, which is more commonly used due to its simplicity, the self-consistent scheme presents a number of advantages. Indeed, through the formulation of this scale-transition scheme, the equilibrium condition at the single crystal level is satisfied. Also, the grain morphology and the interactions between the grain and its surrounding medium are accounted for.

Because the behavior of the polycrystalline aggregate is modeled within the framework of finite strains, the nominal stress rate $\dot{\mathbf{N}}$ and the velocity gradient \mathbf{G} are used as appropriate stress and strain measures, respectively. The macroscopic tangent modulus \mathbf{L} linking $\dot{\mathbf{N}}$ to \mathbf{G} is then obtained by using the self-consistent model

$$\dot{\mathbf{N}} = \mathbf{L} : \mathbf{G} . \quad (1)$$

The macroscopic velocity gradient \mathbf{G} and nominal stress rate $\dot{\mathbf{N}}$ can be derived from their microscopic counterparts \mathbf{g} and $\dot{\mathbf{n}}$ by using the averaging Hill theorem [8]

$$\mathbf{G} = \overline{\mathbf{g}(\mathbf{x})} \quad ; \quad \dot{\mathbf{N}} = \overline{\dot{\mathbf{n}}(\mathbf{x})} , \quad (2)$$

where \mathbf{x} is a material point in the polycrystalline aggregate, and $\overline{\mathbf{a}}$ the average of field \mathbf{a} over the volume V of the polycrystalline aggregate. Conversely, the microscopic velocity gradient and nominal stress rate are linked to their macroscopic counterparts by the following relations:

$$\mathbf{g}(\mathbf{x}) = \mathbf{A}(\mathbf{x}) : \mathbf{G} \quad ; \quad \dot{\mathbf{n}}(\mathbf{x}) = \mathbf{B}(\mathbf{x}) : \dot{\mathbf{N}}, \quad (3)$$

$$\mathbf{d} = \mathbf{d}^e + \mathbf{d}^p \quad ; \quad \mathbf{w} = \mathbf{w}^e + \mathbf{w}^p. \quad (10)$$

where $\mathbf{A}(\mathbf{x})$ and $\mathbf{B}(\mathbf{x})$ are fourth-order concentration tensors for the velocity gradient and nominal stress rate, respectively.

At the microscale, a behavior law similar to (1) can be found by combining the single crystal constitutive relations

$$\dot{\mathbf{n}}(\mathbf{x}) = \mathbf{I}(\mathbf{x}) : \mathbf{g}(\mathbf{x}), \quad (4)$$

where \mathbf{I} is the microscopic tangent modulus. Also, it is assumed that all mechanical variables are homogeneous within the individual single crystals. Thus, for any single crystal I within the polycrystalline aggregate ($I=1, \dots, N_g$), one has:

$$\dot{\mathbf{n}}^I = \mathbf{I}^I : \mathbf{g}^I, \quad (5)$$

with N_g the number of grains in the polycrystalline aggregate.

A preliminary straightforward relation between \mathbf{L} and \mathbf{I} can be easily obtained by combining the above equations

$$\mathbf{L} = \overline{\mathbf{I}(\mathbf{x}) : \mathbf{A}(\mathbf{x})}. \quad (6)$$

By using Green's tensor, the concentration tensor \mathbf{A}^I is obtained after some elaborate mathematical developments

$$\mathbf{A}^I = (\mathbf{I} - \mathbf{T}^I : (\mathbf{I}^I - \mathbf{L}))^{-1} : \overline{(\mathbf{I} - \mathbf{T}^I : (\mathbf{I}^I - \mathbf{L}))^{-1}}, \quad (7)$$

where \mathbf{T}^I is a fourth-order tensor, which is function of \mathbf{L} , that describes the interaction between grain I and its surrounding medium. The macroscopic tangent modulus derived by the 1-site self-consistent version of the incremental scheme of Hill [8] can be finally obtained as follows:

$$\mathbf{L} = \sum_{I=1}^{N_g} f^I \mathbf{I}^I : \mathbf{A}^I, \quad (8)$$

where f^I is the volume fraction of single crystal I .

Equations (7)-(8) represent a non-linear system, which is incrementally solved by using the iterative fixed point method. Note that the full-constraint Taylor model can be easily deduced from the self-consistent approach, by reducing all concentration tensors \mathbf{A}^I to the fourth-order identity tensor.

2) Constitutive equations at the single crystal scale:

The microscopic velocity gradient is additively split into its symmetric and skew-symmetric parts, denoted \mathbf{d} and \mathbf{w}

$$\mathbf{d} = (1/2)(\mathbf{g} + \mathbf{g}^T) \quad ; \quad \mathbf{w} = (1/2)(\mathbf{g} - \mathbf{g}^T). \quad (9)$$

Additionally, the strain tensor \mathbf{d} and the spin tensor \mathbf{w} are split into their elastic and plastic parts

The rotation \mathbf{r} of the single crystal lattice frame is related to the elastic part of the spin tensor \mathbf{w}^e as follows:

$$\dot{\mathbf{r}} \cdot \mathbf{r}^T = \mathbf{w}^e. \quad (11)$$

To satisfy the objectivity principle, the co-rotational rate σ^∇ of the Cauchy stress tensor, with respect to the lattice rotation, is related to the elastic strain rate \mathbf{d}^e as follows:

$$\sigma^\nabla = \dot{\sigma} - \mathbf{w}^e \cdot \sigma + \sigma \cdot \mathbf{w}^e = \mathbf{C}^e : \mathbf{d}^e, \quad (12)$$

where \mathbf{C}^e is the fourth-order elasticity tensor.

The inelastic deformation being only due to the slip on the crystallographic planes, \mathbf{d}^p and \mathbf{w}^p are given as follows:

$$\mathbf{d}^p = \sum_{\beta=1}^{N_s} \dot{\gamma}^\beta \text{sgn}(\tau^\beta) \mathbf{R}^\beta \quad ; \quad \mathbf{w}^p = \sum_{\beta=1}^{N_s} \dot{\gamma}^\beta \text{sgn}(\tau^\beta) \mathbf{S}^\beta, \quad (13)$$

with N_s the total number of slip systems, $\dot{\gamma}^\beta$ the slip rate of slip system β , \mathbf{R}^β (resp. \mathbf{S}^β) the symmetric (resp. skew-symmetric) part of the Schmid orientation tensor, and τ^β the resolved shear stress of slip system β , equal to $\sigma : \mathbf{R}^\beta$.

Within an updated Lagrangian framework, the nominal stress rate $\dot{\mathbf{n}}$ can be expressed by the following relation:

$$\dot{\mathbf{n}} = \dot{\sigma} + \sigma \text{Tr}(\mathbf{d}) - \mathbf{g} \cdot \sigma, \quad (14)$$

which, combined with the above equations, gives

$$\begin{aligned} \dot{\mathbf{n}} = & (\mathbf{C}^e + \sigma \otimes \mathbf{I}_2) : \mathbf{d} - \sigma \cdot \mathbf{w} - \mathbf{d} \cdot \sigma \\ & - \sum_{\beta \in \mathcal{A}} \text{sgn}(\tau^\beta) \left(\mathbf{C}^e : \mathbf{R}^\beta + \mathbf{S}^\beta \cdot \sigma - \sigma \cdot \mathbf{S}^\beta \right) \dot{\gamma}^\beta, \end{aligned} \quad (15)$$

where \mathcal{A} denotes the set of active slip systems. The consistency condition associated with the active slip systems, which derives from the Schmid law, can be expressed as

$$\forall \beta \in \mathcal{A} : \dot{\chi}^\beta = \text{sgn}(\tau^\beta) \dot{\tau}^\beta - \dot{\tau}_c^\beta = 0 \quad ; \quad \dot{\gamma}^\beta > 0, \quad (16)$$

where τ_c^β is the critical shear stress of slip system β , whose evolution is described by the following hardening law:

$$\begin{aligned} \forall \beta \in \mathcal{A} : \quad \dot{\tau}_c^\beta = & h \sum_{\alpha \in \mathcal{A}} \dot{\gamma}^\alpha \\ h = & h_0 \left(1 + \frac{h_0 \Gamma}{\tau_0 n} \right)^{n-1} \quad ; \quad \Gamma = \sum_{\alpha=1}^{N_s} \dot{\gamma}^\alpha, \end{aligned} \quad (17)$$

where h_0 is the initial hardening rate, n the power-law hardening exponent, and τ_0 the initial critical shear stress.

The slip rates of the active slip systems are finally obtained by combining (12, 13, 17) with the consistency condition (16)

$$\dot{\gamma}^\beta = \sum_{\alpha \in \mathcal{A}} M^{\beta\alpha} \text{sgn}(\tau^\alpha) \mathbf{R}^\alpha : \mathbf{C}^e : \mathbf{d} = \mathbf{y}^\beta : \mathbf{d}, \quad (18)$$

where \mathbf{M} is the inverse of matrix \mathbf{P} , defined as follows:

$$\forall \alpha, \beta \in \mathcal{A} : P^{\alpha\beta} = \left(h + \text{sgn}(\tau^\alpha) \text{sgn}(\tau^\beta) \mathbf{R}^\alpha : \mathbf{C}^e : \mathbf{R}^\beta \right) \quad (19)$$

Combining (4), (15) and (18), one can obtain the analytical expression of the microscopic tangent modulus \mathbf{l}

$$\mathbf{l} = \mathbf{C}^e + \boldsymbol{\sigma} \otimes \mathbf{I}_2 - {}^1\mathbf{\Lambda}(\boldsymbol{\sigma}) - {}^2\mathbf{\Lambda}(\boldsymbol{\sigma}) - \sum_{\alpha \in \mathcal{A}} \text{sgn}(\tau^\alpha) \left(\mathbf{C}^e : \mathbf{R}^\alpha + \mathbf{S}^\alpha \cdot \boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{S}^\alpha \right) \otimes \mathbf{y}^\alpha \quad (20)$$

where ${}^1\mathbf{\Lambda}$ and ${}^2\mathbf{\Lambda}$ are fourth-order tensors that reflect the contribution of Cauchy stress convective terms

$${}^1A_{ijkl}(\boldsymbol{\sigma}) = \frac{1}{2}(\delta_{ij}\sigma_{ik} - \delta_{kj}\sigma_{il}) ; \quad {}^2A_{ijkl}(\boldsymbol{\sigma}) = \frac{1}{2}(\delta_{ik}\sigma_{lj} + \delta_{il}\sigma_{kj}) \quad (21)$$

The above highly nonlinear constitutive equations are integrated incrementally over each time increment, using an implicit ultimate algorithm similar to that developed in [9].

B. Elastomer Layer

The behavior of the elastomer layer is modeled by a hyperelastic neo-Hookean law [10]. This model relates the Cauchy stress tensor $\boldsymbol{\Sigma}$ to the left Cauchy-Green tensor \mathbf{V}

$$\boldsymbol{\Sigma} = q \mathbf{I}_2 + \mu \mathbf{V}^2, \quad (22)$$

where μ is the shear modulus, q is an unknown hydrostatic pressure to be determined by applying the incompressibility constraint, and \mathbf{V} is defined by the following relation:

$$\mathbf{V}^2 = \mathbf{F} \cdot \mathbf{F}^T, \quad (23)$$

with \mathbf{F} the deformation gradient tensor of the elastomer layer.

III. STRAIN LOCALIZATION CRITERIA

Let us consider a bilayer consisting of a metal layer M and an elastomer layer E. These layers are assumed to be perfectly adhered and sufficiently thin. The small thickness assumption allows formulating the two above-mentioned localization criteria, namely the bifurcation theory and the initial imperfection approach, under the plane-stress conditions.

A. Bifurcation Theory

The bilayer is submitted to uniform strain, where the in-plane strain rates are equal to $\dot{E}_{11} = 1$, $\dot{E}_{22} = \rho$ and $\dot{E}_{12} = 0$.

ρ is the strain-path ratio ranging from $-1/2$ (uniaxial tensile state) to 1 (equibiaxial tensile state). Considering the plane-stress conditions, this specific loading implies that the macroscopic velocity gradient and the macroscopic nominal stress rate tensor have the following generic forms:

$$\mathbf{G} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \rho & 0 \\ 0 & 0 & ? \end{pmatrix} ; \quad \dot{\mathbf{N}} = \begin{pmatrix} ? & ? & 0 \\ ? & ? & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}, \quad (24)$$

where symbol ? designates the unknown components in both tensors. These generic forms are valid for both layers.

The bifurcation criterion states that strain localization occurs when the acoustic tensor becomes singular. Hence, this criterion is expressed in the following mathematical form:

$$\det(\vec{\mathcal{N}}^{\text{PS}} \cdot \mathbf{L}^{\text{PS}} \cdot \vec{\mathcal{N}}^{\text{PS}}) = 0, \quad (25)$$

where $\vec{\mathcal{N}}^{\text{PS}}$ is the unit vector normal to the localization band. As to \mathbf{L}^{PS} , it represents the averaged plane-stress tangent modulus of the bilayer, which is given by

$$\mathbf{L}^{\text{PS}} = \frac{h_M \mathbf{L}_M^{\text{PS}} + h_E \mathbf{L}_E^{\text{PS}}}{h_M + h_E}, \quad (26)$$

where h_M (resp. h_E) is the initial thickness of the metal (resp. elastomer) layer, and \mathbf{L}_M^{PS} (resp. \mathbf{L}_E^{PS}) is the plane-stress tangent modulus of the metal (resp. elastomer) layer. Note that \mathbf{L}_M^{PS} is derived from the 3D expression of the metal layer tangent modulus \mathbf{L}_M by the following condensation relation:

$$\forall \alpha, \beta, \gamma, \delta = 1, 2 : \quad L_{M\alpha\beta\gamma\delta}^{\text{PS}} = L_{M\alpha\beta\gamma\delta} - \frac{L_{M\alpha\beta 33} L_{M 33\gamma\delta}}{L_{M 3333}}. \quad (27)$$

As to tensor \mathbf{L}_E^{PS} , it is given by the following relation [11]:

$$\mathbf{L}_E^{\text{PS}} = \mathcal{L} + \boldsymbol{\Sigma} \otimes \mathbf{I}_2 - {}^1\mathbf{\Lambda}(\boldsymbol{\Sigma}) - {}^2\mathbf{\Lambda}(\boldsymbol{\Sigma}), \quad (28)$$

in which the non-zero components of tensor \mathcal{L} are defined by

$$\begin{cases} \mathcal{L}_{1111} = 2\mu [e^{2E_{11}} + e^{-2(E_{11}+E_{22})}] \\ \mathcal{L}_{2222} = 2\mu [e^{2E_{22}} + e^{-2(E_{11}+E_{22})}] \\ \mathcal{L}_{1122} = 2\mu e^{-2(E_{11}+E_{22})} \\ \mathcal{L}_{1212} = \frac{\mu}{2} [e^{2E_{11}} + e^{2E_{22}}]. \end{cases} \quad (29)$$

For each strain-path ratio ρ , and at each time increment, the bifurcation criterion (25) is checked for all possible band orientations ($\theta \in [0, \pi/2]$). When the acoustic tensor becomes

singular for a given band orientation, the computation is stopped. The overall major strain E_{11} , thus determined, represents the localization limit strain, while the associated angle θ corresponds to the necking band orientation.

B. Initial Imperfection Approach

For the application of the imperfection approach (denoted M–K analysis) to the bilayer, we assume the preexistence of a groove in the form of a band in the metal layer (see Fig. 1).

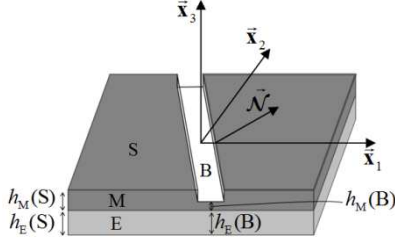


Fig. 1. M–K analysis for a bilayer (initial geometry and band orientation).

The initial imperfection ratio ξ_0 can be defined as (Fig. 1)

$$\xi_0 = 1 - \frac{h_M(B)}{h_M(S)}. \quad (30)$$

The M–K analysis is based on four main sets of equations:

- As a consequence of the perfect adherence between the metal and elastomer layers, the following equalities between the in-plane velocity gradients in the metal layer and their counterparts in the elastomer layer hold:

$$\begin{aligned} \mathbf{G}_M^{\text{PS}}(B) &= \mathbf{G}_E^{\text{PS}}(B) = \mathbf{G}^{\text{PS}}(B) \\ \mathbf{G}_M^{\text{PS}}(S) &= \mathbf{G}_E^{\text{PS}}(S) = \mathbf{G}^{\text{PS}}(S). \end{aligned} \quad (31)$$

- The kinematic compatibility condition between the band and the safe zone (i.e., outside the band) must be satisfied, which requires that the displacement increments be continuous across the band, namely:

$$\mathbf{G}^{\text{PS}}(B) = \mathbf{G}^{\text{PS}}(S) + \dot{\mathbf{C}}^{\text{PS}} \otimes \vec{\mathcal{N}}^{\text{PS}}. \quad (32)$$

- The equilibrium balance across the interface between the band and the safe zone, which writes

$$\begin{aligned} \vec{\mathcal{N}}^{\text{PS}} \cdot (h_M(B) \dot{\mathbf{N}}_M^{\text{PS}}(B) + h_E(B) \dot{\mathbf{N}}_E^{\text{PS}}(B)) \\ = \vec{\mathcal{N}}^{\text{PS}} \cdot (h_M(S) \dot{\mathbf{N}}_M^{\text{PS}}(S) + h_E(S) \dot{\mathbf{N}}_E^{\text{PS}}(S)). \end{aligned} \quad (33)$$

- The constitutive equations both for the metal layer and the elastomer layer, restricted to the plane dimension inside and outside the band, respectively, which can be expressed in the following generic form:

$$\begin{aligned} \dot{\mathbf{N}}_M^{\text{PS}}(B) &= \mathbf{L}_M^{\text{PS}}(B) : \mathbf{G}^{\text{PS}}(B) ; \quad \dot{\mathbf{N}}_E^{\text{PS}}(B) = \mathbf{L}_E^{\text{PS}}(B) : \mathbf{G}^{\text{PS}}(B) \\ \dot{\mathbf{N}}_M^{\text{PS}}(S) &= \mathbf{L}_M^{\text{PS}}(S) : \mathbf{G}^{\text{PS}}(S) ; \quad \dot{\mathbf{N}}_E^{\text{PS}}(S) = \mathbf{L}_E^{\text{PS}}(S) : \mathbf{G}^{\text{PS}}(S). \end{aligned} \quad (34)$$

For each strain-path ratio ρ and each initial band orientation θ_0 , the above equations that govern the M–K approach are integrated incrementally over each time increment. The computations are stopped when the norm of the jump vector $\dot{\mathbf{C}}^{\text{PS}}$ increases rapidly, thus marking the localization of the deformation in the band zone. Further numerical and algorithmic details regarding the M–K approach can be found in [11].

IV. PREDICTION RESULTS

A. Material and Geometric Data

The polycrystalline aggregate studied in this paper is made of 2000 grains. Its initial crystallographic texture is generated randomly (see Fig. 2) in such a way that it is orthotropic with respect to the rolling and transverse directions. Note that it is well known that the initial crystallographic texture strongly affects both the shape and the overall level of the predicted FLDs. Here, initially, all of the grains are assumed to be spherical with the same volume fraction. Also, we assume that the adopted polycrystalline aggregate is representative of the studied metal sheet. Several literature studies have suggested that at least 1000 grains are required for the polycrystalline aggregate to be representative of the studied material. From a number of numerical simulations (that have been conducted, but not included in this paper for conciseness), it is observed that beyond 2000 grains, the response of the polycrystalline aggregate representing the metal layer remains almost unchanged. As plastic strain localization occurs at relatively large strains, the values of limit strains are almost unaffected by the elastic behavior. This justifies the consideration of simple isotropic elastic behavior in the current study.

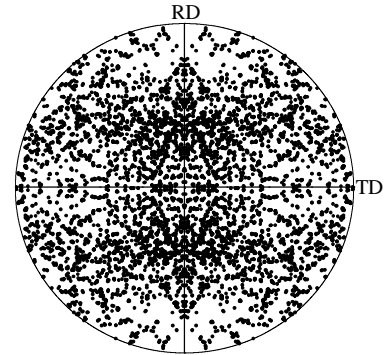


Fig. 2. Initial crystallographic texture of the studied polycrystalline aggregate: {111} pole figure.

The material parameters of the single crystals are given in Table 1. The elastic parameters are representative of steel materials. As to hardening parameters, they are the same as those used in [12].

TABLE I. MATERIAL PARAMETERS FOR THE SINGLE CRYSTALS

Elasticity		Hardening		
E [GPa]	ν	τ_0 [MPa]	h_0 [MPa]	n
210	0.3	40	390	0.35

The shear modulus of the elastomer layer is set to 22 MPa. This choice is based on data for polyurea [13]. The ratio between the initial thickness of the elastomer layer and the initial thickness of the metal layer is taken equal to 0.5.

B. Bifurcation Theory Predictions

The evolution of the minimum of the cubic root of the determinant of the acoustic tensor, over all possible band orientations, as a function of the major strain E_{11} is displayed in Fig. 3. The onset of strain localization is detected when this minimum reaches 0, as defined by the bifurcation criterion (25). The self-consistent approach is used as scale-transition scheme. Four representative strain paths are considered in this figure: $\rho = -0.5$, $\rho = 0$, $\rho = 0.5$, and $\rho = 1$. By comparing Fig. 3 (left) and Fig. 3 (right), one can observe that the presence of the elastomer layer substantially retards the occurrence of strain localization. This result is the consequence of the fact that under biaxial loading, the tangent modulus of the elastomer remains unchanged, or increases, while the tangent modulus of the metal layer steadily decreases.

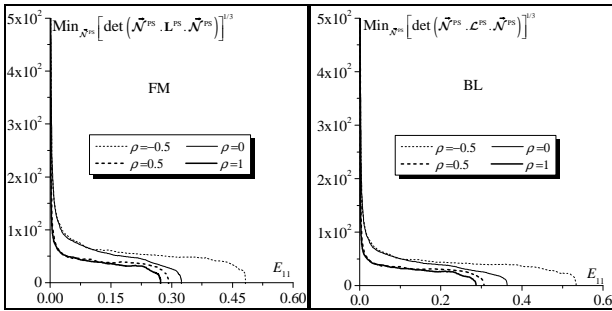


Fig. 3. Evolution of the minimum of the cubic root of the determinant of the acoustic tensor, as a function of the major strain E_{11} , for four representative strain paths ($\rho = -0.5$, $\rho = 0$, $\rho = 0.5$, and $\rho = 1$): (left) Freestanding metal layer; (right) Metal/elastomer bilayer.

The effect of the elastomer layer on necking retardation for all strain paths $\rho \in [-1/2, 1]$ is investigated in Fig. 4. This figure confirms the preliminary result obtained in Fig. 3: the elastomer layer allows shifting the FLD monotonically upwards, and thus enhances the ductility of the bilayer.

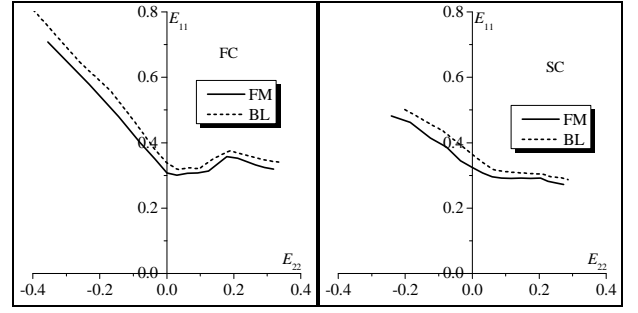


Fig. 4. Effect of the elastomer layer on the improvement of the formability of the bilayer (represented in terms of FLD): (left) FC model; (right) SC model.

C. M–K Analysis Predictions

In order to illustrate the onset of strain localization, the evolution of the in-plane components of the jump vector $\dot{\mathbf{C}}$ and the determinant of the acoustic tensor in the band are plotted in Fig. 5 as function of the major strain in the safe zone E_{11} . In this simulation, the strain-path ratio ρ , the initial imperfection ratio ξ_0 and the initial band orientation θ_0 are set to 0, 10^{-3} and 0° , respectively. The SC model is used for the transition between the microscopic and macroscopic scales in the metal layer. It is clear from Fig. 5 (left) that the jump vector $\dot{\mathbf{C}}$ remains very close to $\bar{\mathbf{0}}$ before strain localization. This jump vector, and especially its first component, increases very abruptly when the strain in the safe zone E_{11} is about 0.28, thus leading to the localization of deformation within the band. The evolution of the determinant of the acoustic tensor in the band is reported in Fig. 5 (right). The limit strain (0.28) is reached when this determinant becomes equal to 0. This result is expectable considering the similarity in the mathematical formulation of the bifurcation theory and the M–K approach. The evolution of this determinant can be used as a reliable alternative indicator of strain localization for the different strain paths.

The comparison between the FLDs predicted by bifurcation theory and those determined by M–K analysis is shown in Fig. 6. Three different values for the initial imperfection ratio ξ_0 are considered: 10^{-4} , 10^{-3} and 10^{-2} . It is clear that the shape and the level of the predicted FLDs are significantly influenced by the amount of initial geometric imperfection. It is also found that for all strain paths, the limit strains predicted by bifurcation theory set an upper bound to those yielded by the M–K approach. Moreover, this result is valid for both scale-transition schemes, namely the full-constraint (FC) and self-consistent (SC) models.

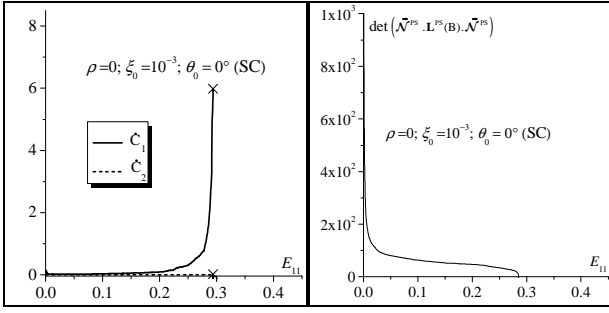


Fig. 5. Illustration of the onset of strain localization (bilayer; $\rho=0$; $\xi_0=10^{-3}$; $\theta_0=0^\circ$; SC): (left) Evolution of the in-plane components of the jump vector $\bar{\mathbf{C}}$ as a function of the major strain in the safe zone E_{11} ; (right) Evolution of the determinant of the acoustic tensor in the band as a function of the major strain in the safe zone E_{11} .

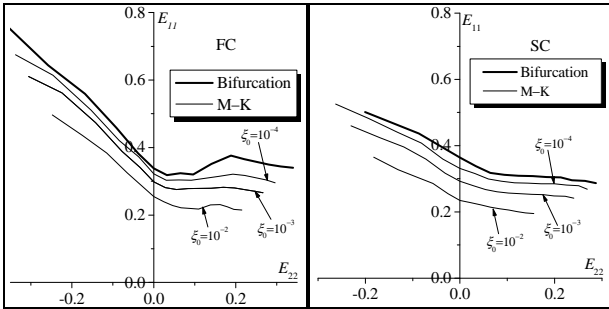


Fig. 6. Effect of the initial geometric imperfection on the shape and the level of the FLDs of the bilayer: (left) FC model; (right) SC model.

V. CONCLUDING REMARKS

In this work, a powerful tool has been developed to predict the onset of localized necking in metal/elastomer bilayers. In this tool, the behavior of the metal (resp. elastomer) layer is modeled by the self-consistent micromechanical model (resp. neo-Hookean hyperelastic model). The constitutive modeling of the bilayer is coupled with two strain localization criteria to predict the limit strains: the bifurcation theory and the imperfection approach. From the predictions obtained by applying this tool, three main conclusions can be drawn:

- The presence of an elastomer layer increases substantially the level of limit strains for the bilayer.

- The shape and the level of the predicted FLDs are significantly affected by the size of initial imperfection.
- The limit strains predicted by the bifurcation theory set an upper bound to those yielded by the M–K approach.

REFERENCES

- [1] S.P. Keeler and W.A. Backofen, "Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches," *Trans. ASM*, vol. 56, pp. 25-48, 1963.
- [2] G.M. Goodwin, "Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop," *Metallurgia Italiana*, vol. 60, pp. 767-774, 1968.
- [3] S.L. Chiu, J. Leu, and P.S. Ho, "Fracture of metal-polymer line structures. I. Semiflexible polyimide," *J. Appl. Phys.*, vol. 76, pp. 5136-5142, 1994.
- [4] M. Hommel and O. Kraft, "Deformation behavior of thin copper films on deformable substrates," *Acta Mater.*, vol. 49, pp. 3935-3947, 2001.
- [5] J.R. Rice, "The localization of plastic deformation," in *Proc. of 14th International Congress of Theoretical and Applied Mechanics*, vol. 1, W.T. Koiter, Ed. North-Holland Publishing Co., 1976, pp. 207-220.
- [6] Z. Marciniak and K. Kuczynski, "Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 9, pp. 609-620, 1967.
- [7] P. Lipinski, M. Berveiller, E. Reubrez, and J. Morreale, "Transition theories of elastic-plastic deformation of metallic polycrystals," *Arch. Appl. Mech.*, vol. 65, pp. 291-311, 1995.
- [8] R. Hill, "On constitutive macro-variables for heterogeneous solids at finite strain," *Proc. Roy. Soc. London*, vol. 326, pp. 131-147, 1972.
- [9] H.K. Akpama, M. Ben Bettaieb, and F. Abed-Meraim, "Numerical integration of rate-independent BCC single crystal plasticity models: comparative study of two classes of numerical algorithms," *Int. J. Num. Meth. Eng.*, vol. 108, pp. 363-422, 2016.
- [10] S.C. Hunter, "Some exact solutions in the theory of finite elasticity for incompressible neo-Hookean materials," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 21, pp. 203-211, 1979.
- [11] M. Ben Bettaieb and F. Abed-Meraim, "Investigation of localized necking in substrate-supported metal layers: Comparison of bifurcation and imperfection analyses," *Int. J. Plast.*, vol. 65, pp. 168-190, 2015.
- [12] K. Yoshida and M. Kuroda, "Comparison of bifurcation and imperfection analyses of localized necking in rate-independent polycrystalline sheets," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 49, pp. 2073-2084, 2012.
- [13] A.V. Amirkhizi, J. Isaacs, J. McGee, and S. Nemat-Nasser, "An experimentally-based viscoelastic constitutive model for polyurea, including pressure and temperature effects," *Philos. Mag.*, vol. 86, pp. 5847-5866, 2006.

Amélioration de l'amortissement des composites carbone-époxyde à travers leur hybridation avec des fibres de lin

Mustapha Assarar ^a, Wajdi Zouari ^a, Rezak Ayad ^b, Hamid Sabhi ^c, Jean-Marie Berthelot

mustapha.assarar@univ-reims.fr

^a Université de Reims Champagne-Ardenne, LISM EA 4695 IUT de Troyes, 9 rue de Québec 10026 Troyes cedex

^b Université de Reims Champagne-Ardenne, LISM EA 4695 ESI Reims, 3 Esplanade Roland Garos 51000 Reims cedex,

^c Université de Reims Champagne-Ardenne, LISM EA 4695 IFTS, 7 Bd Jean Delautre 08005 Charleville-Mézières cedex

Résumé :

L'objectif du présent travail est d'analyser l'effet de remplacement de couches de carbone par celles de lin sur les propriétés mécaniques et dynamiques des composites hybrides lin-carbone. Pour ce faire, des plaques composites avec différentes séquences d'empilement ont été élaborées par la technique de la thermo-compression. Ensuite, des essais de vibrations en configuration libre-libre ont été menés sur des éprouvettes, sous forme de poutres découpées à partir de ces plaques, afin d'identifier les propriétés mécaniques et dynamiques des composites de l'étude. Ces propriétés ont été identifiées à partir des réponses en fréquences des poutres testées à l'aide d'une démarche d'optimisation développée sous le logiciel Matlab. D'autre part, une modélisation par éléments finis, basée sur la théorie des stratifiés, a été également développée pour identifier l'amortissement des composites hybrides lin-carbone. Des résultats satisfaisants ont été obtenus avec un bon accord entre les résultats expérimentaux et numériques. Ces derniers montrent que la position des couches de lin dans le composite hybride influe d'une manière significative sur son module de flexion et ses coefficients d'amortissement. Par ailleurs, nous montrons à travers une analyse paramétrique qu'il est possible, grâce à l'hybridation lin-carbone, d'améliorer l'amortissement d'un stratifié carbone sans pour autant modifier son comportement dynamique.

Mots clés : composites hybrides ; amortissement ; fibre de lin ; fibre de carbone

1. Introduction

Le problème de vibrations des structures constitue aujourd'hui une des préoccupations des industriels dans plusieurs secteurs tels que l'aéronautique, l'aérospatial, la construction navale, l'automobile, le sport, etc. L'amortissement de ces vibrations est un facteur essentiel pour réduire de nombreux effets indésirables tels que la fatigue structurale, la transmission des vibrations à d'autres systèmes ainsi que le bruit dû au rayonnement acoustique. Comparés aux matériaux métalliques, les composites associent généralement de bonnes performances mécaniques à de bonnes propriétés dissipatives, ce qui leur permettent de répondre aux exigences du cahier des charges de divers domaines. De plus, grâce à leur aptitude à être façonnés à la carte, les matériaux composites offrent aux concepteurs la possibilité d'élaborer des structures avec des propriétés dynamiques pouvant être optimisées en fonction des constituants du matériau (renfort, matrice, architecture du renfort, orientation des fibres, etc.). Cette optimisation des propriétés dynamiques permet ainsi d'élaborer des structures avec un design novateur tout en garantissant un meilleur contrôle des vibrations structurales. En l'occurrence, de nombreux chercheurs ont mené des travaux afin d'étudier les propriétés dynamiques des composites à fibres usuelles [1-5]. Les premiers travaux ont été initiés par Adams et al. [1] et par Gibson et Wilson [5]. Ensuite, plusieurs concepts ont été développés pour déterminer l'amortissement de différents matériaux composites traditionnels [5-10].

S'agissant des composites à fibres naturelles, certains travaux de recherche ont déjà mis en avant, via des essais expérimentaux, leur performance en terme d'amortissement, en utilisant notamment l'analyse mécanique dynamique ou des poutres en vibrations libres [11-19]. A titre d'exemple, Duc et al. [14] ont comparé les propriétés d'amortissement de différents matériaux composites. Ils ont constaté que les composites à fibres de lin ont un amortissement supérieur à ceux des composites à fibres de verre et de carbone. Ils ont attribué cette différence à la dissipation d'énergie par frottement au niveau des différents constituants de la fibre de lin [14, 19].

Ces travaux montrent clairement que l'amortissement des fibres naturelles est un atout pour leur utilisation comme renfort des matériaux composites. Par ailleurs, pour des applications de hautes performances où l'amortissement des vibrations est un facteur essentiel, il est nécessaire d'allier performances mécaniques et propriétés dissipatives. Les composites hybrides "fibres naturelles– fibres usuelles" peuvent constituer une voie prometteuse pour l'utilisation des fibres naturelles dans des composites à hautes performances. Il s'agit d'une solution multi-matériaux pour tirer profit des atouts de chaque constituant. C'est dans ce contexte que le présent travail se situe. L'objectif est d'analyser l'effet de l'hybridation sur les propriétés mécaniques et dissipatives des stratifiés lin-carbone. Ce choix est motivé par les hautes performances mécaniques de la fibre de carbone et les propriétés d'amortissement observées dans le cas de la fibre de lin. Pour ce faire, nous avons élaborés des composites non-hybrides et hybrides lin-carbone afin d'analyser l'influence de l'hybridation sur leurs propriétés mécaniques et dynamiques. Ensuite, nous montrons comment la théorie des stratifiés associée à une analyse par éléments finis permet de modéliser l'amortissement structural de ces différents matériaux composites. Enfin, nous verrons à travers une analyse paramétrique comment est-il possible d'améliorer l'amortissement d'un composite à fibres de carbone sans pour autant en modifier son comportement dynamique.

2. Matériaux et procédé de mise en oeuvre

Les matériaux étudiés dans ce travail sont des stratifiés à renfort sergé 2/2 constitués d'une résine époxyde SR1500 associée au durcisseur SD2505. Les renforts utilisés pour l'élaboration de ces composites sont des tissus à fibres de carbone ou de lin (la masse surfacique des deux tissus est d'environ 300 g/m²).

La mise en oeuvre des composites de l'étude a été effectuée à l'Institut de Formation Technique Supérieur (IFTS) de Charleville-Mézières, à l'aide de la technique de thermocompression. Les couches de chaque stratifié ont été imprégnées manuellement par le mélange résine-durcisseur, puis moulées entre le moule et le contre-moule. Ensuite, les couches stratifiées ont été placées entre les deux plateaux chauffants de la presse de thermocompression. Enfin, un cycle de compression, à une pression de 6 bars et une température de 35°C, leur a été appliqué afin de contrôler l'épaisseur et avoir une bonne imprégnation des fibres. Après durcissement, les plaques ont été laissées à température ambiante pendant 14 jours afin d'assurer une polymérisation complète. Le tableau 1 résume les caractéristiques principales des stratifiés non-hybrides et hybrides ainsi que leurs désignations.

Les modules de l'ingénieur E_L , E_T , et G_{LT} ainsi que le coefficient de Poisson ν_{LT} des stratifiés non-hybrides, rapportés aux axes des matériaux (L,T,T') ont été déterminés à partir d'essais de traction conformément à la désignation D3039 préconisée par la norme ASTM. Les résultats déduits des divers essais effectués sont reportés dans le tableau 2.

Tableau 1. Désignation des stratifiés hybrides lin-carbone.

Désignation	Nombre de plis Carbone/Lin	Séquence d'empilement	Épaisseur Carbone/Lin (mm)	Fraction volumique Carbone/Lin (%)
Carbone	8/0	C C C C C C C C	2,6/0	52/0
[C ₃ /L] _s	6/2	C C C L L C C C	1,4/1,1	40/12
[C ₂ /L ₂] _s	4/4	C C L L L L C C	0,6/1	25/22
[C/L ₃] _s	2/6	C L L L L L L C	0,4/2,5	15/35
Lin	0/8	L L L L L L L L	0/3,8	0/39
[L ₃ /C] _s	2/6	L L L C C L L L	0,4/2,7	14/35
[L ₂ /C ₂] _s	4/4	L L C C C C L L	0,8/2,1	24/22
[L/C ₃] _s	6/2	L C C C C C C L	1,3/1,1	41/12

Tableau 2. Caractéristiques mécaniques des stratifiés non-hybrides.

Stratifié	E_L (GPa)	E_T (GPa)	G_{LT} (GPa)	ν_{LT}
Carbone-Epoxyde	54,1 ± 0,4	54,1 ± 0,5	3,6 ± 0,3	0,05±0,02
Lin-Epoxyde	11,5 ± 0,7	11,5 ± 0,5	2,1 ± 0,3	0,10±0,03

3. Analyse expérimentale

Les essais de vibrations ont été effectués sur des éprouvettes, sous forme de poutres, découpées à partir des plaques présentées au paragraphe précédent. Chaque poutre composite testée est suspendue verticalement à des fils élastiques afin de réaliser la configuration libre-libre. La poutre est ensuite excitée en un point à l'aide d'un marteau d'impact (PCB 086C03) et la réponse est détectée en un autre point de la structure à l'aide d'un accéléromètre (PCB 352C23). Les signaux d'excitation de la poutre et de sortie de l'accéléromètre sont ensuite numérisés et traités par un analyseur dynamique de signaux (commercialisé par la société LMS). Cet analyseur est constitué d'une carte d'acquisition et de traitement, associée à un logiciel de contrôle et de traitement des signaux.

L'analyse modale expérimentale a été effectuée dans le cas de la flexion, sur des poutres en configuration libre-libre. Les essais ont été réalisés sur des poutres ayant la même largeur 26 mm et trois longueurs différentes : 230, 250 et 270 mm. Ces dimensions ont été choisies pour limiter l'effet de la rigidité du fil élastique et la masse de l'accéléromètre sur les fréquences propres et les coefficients d'amortissement. Le choix de trois longueurs a pour but de varier les fréquences des pics de résonance, ce qui permet ensuite de déterminer l'évolution des propriétés mécaniques et d'amortissement en fonction de la fréquence. L'analyse des résultats expérimentaux a été ensuite effectuée en ajustant les courbes de réponse expérimentale avec la réponse analytique d'une poutre en configuration libre-libre [20]. Cet ajustement a été réalisé à l'aide de la méthode des moindres carrés en utilisant le module d'optimisation du logiciel Matlab. Cette démarche permet d'obtenir les valeurs des fréquences propres et les coefficients d'amortissement modaux (cas du modèle avec amortissement visqueux) ou les facteurs de perte (cas du modèle avec rigidité complexe). Cette démarche d'identification est bien détaillée dans la référence [21].

4. Modélisation de l'amortissement

Dans cette partie, nous mettons en place une démarche de modélisation de l'amortissement combinée à une analyse par éléments finis. Cette démarche est basée sur l'approche énergétique développée par Ungar and Kewin [31, 32]. Pour ce faire, Les poutres étudiées ont été modélisées par éléments finis en utilisant le code de calcul ABAQUS. L'élément utilisé est l'élément de coque multicouche S4 à quatre nœuds, basé sur la théorie des stratifiés. Étant donné que l'épaisseur des poutres étudiées est très inférieure à leur longueur ($L/h \in [65, 135]$), les contraintes de cisaillement transverse ont été négligées.

L'analyse par éléments finis permet ensuite de déterminer, pour chaque mode de vibration, les valeurs des contraintes et des déformations sur les faces inférieure (l) et supérieure (u) de chaque couche k pour chaque élément e de la structure :

$$\begin{aligned} & \sigma_{lxxk}, \sigma_{lyyk}, \sigma_{lxyk}, \quad \varepsilon_{lxxk}, \varepsilon_{lyyk}, \varepsilon_{lxyk}, \\ & \sigma_{uxxk}, \sigma_{uyyk}, \sigma_{uxyk}, \quad \varepsilon_{uxxk}, \varepsilon_{uyyk}, \varepsilon_{uxyk}. \end{aligned} \quad (1)$$

L'énergie de déformation de membrane U_{mk}^e emmagasinée dans la couche k d'un élément e est explicitée en fonction des énergies de déformation dans les axes du matériau (L, T, T') sous la forme :

$$U_{mk}^e = U_{1k}^e + U_{2k}^e + U_{6k}^e, \quad (2)$$

$$U_{ik}^e = \frac{1}{2} \iiint_k \sigma_{ik}^e \varepsilon_{ik}^e dv = \frac{S_e}{2} \int_k \sigma_{ik}^e \varepsilon_{ik}^e dz, \quad i=1,2,6. \quad (3)$$

où S_e est la surface moyenne de l'élément e .

Ensuite, les énergies d'une couche k de l'élément fini e sont calculées en considérant un champ de déplacement de membrane qui varie linéairement suivant l'épaisseur de la structure multicouche, ce qui permet de déterminer les énergies totales de membrane emmagasinées dans la structure composite multicouche comme suit :

$$U_i = \sum_{\text{éléments}, e} \sum_{\text{couches}, k} U_{ik}^e, \quad i=1,2,6 \quad (4)$$

D'autre part, l'énergie dissipée par amortissement dans la couche k de l'élément fini e est exprimée en introduisant ses facteurs de perte $\eta_{11k}^e, \eta_{22k}^e, \eta_{66k}^e$:

$$\Delta U_k^e = \eta_{11k}^e U_{1k}^e + \eta_{22k}^e U_{2k}^e + \eta_{66k}^e U_{6k}^e \quad (5)$$

Les facteurs de perte sont évalués dans les axes (L, T, T') du matériau de chaque couche. η_{11k}^e et η_{22k}^e sont, respectivement, les coefficients d'amortissement dans les directions L et T , η_{66k}^e est celui dans le plan (L, T) , respectivement.

L'énergie totale dissipée par amortissement dans la structure est ensuite donnée par :

$$\Delta U = \sum_{\text{éléments}, e} \sum_{\text{couches}, k} \eta_{11k}^e U_{1k}^e + \eta_{22k}^e U_{2k}^e + \eta_{66k}^e U_{6k}^e \quad (6)$$

Finalement, l'amortissement de la structure composite multicouche peut être obtenu par la relation suivante :

$$\eta = \frac{\Delta U}{U_d}. \quad (7)$$

5. Résultat et discussion

La procédure développée au paragraphe précédent a été appliquée aux différents stratifiés hybrides lin-carbone. L'analyse par éléments finis a été effectuée en introduisant pour chaque couche ses coefficients élastiques (tableau 2) et ses propriétés d'amortissement déterminées (tableau 3). Les résultats obtenus à partir de cette démarche ont été comparés aux résultats expérimentaux déduits de l'analyse modale.

Tableau 3. Coefficients d'amortissement des stratifiés non-hybrides.

Stratifié	f (Hz)	η_{11} (%)	η_{22} (%)	η_{66} (%)
Carbone-Epoxyde	200	0,74	0,74	1,60
	1000	0,81	0,81	1,75
Lin-Epoxyde	200	2,94	2,94	3,46
	1000	2,70	2,70	3,20

5.1. Module de flexion

Dans le cas d'une poutre orthotrope en configuration libre-libre, les trois premières fréquences propres analytiques de flexion transversale sont données par l'expression suivante [20] :

$$\begin{aligned} m=1 & \quad \omega_1 = 22,373\omega_0, \\ m=2 & \quad \omega_2 = 61,673\omega_0, \\ m=3 & \quad \omega_3 = 120,90\omega_0, \end{aligned} \quad (8)$$

avec

$$\omega_0 = \frac{1}{L^2} \sqrt{\frac{E_{fx} h^3}{12\rho_s}}, \quad (9)$$

où E_{fx} , ρ_s , L et h sont respectivement le module de flexion, la masse surfacique, la longueur et l'épaisseur de la poutre.

La relation (9) montre qu'il est possible de déterminer le module de flexion des poutres étudiées à partir de leurs fréquences propres de flexion. La figure 2a confronte les résultats expérimentaux à ceux déduits de l'analyse par éléments finis, pour différentes séquences d'empilement des stratifiés hybrides lin-carbone. Il apparaît que le module de flexion des différents composites augmente de 2 à 10 % avec la fréquence. Ceci est essentiellement lié à l'augmentation des propriétés élastiques des stratifiés à fibres de lin et de carbone avec de la fréquence. Pour mieux illustrer l'influence de la séquence d'empilement sur le module de flexion des stratifiés hybrides, nous avons reporté sur la figure 3 son évolution en fonction de la fraction volumique des fibres de carbone pour une fréquence de 500 Hz. Le module de flexion augmente avec la fraction volumique des fibres de carbone particulièrement lorsque les couches de carbone se situent à l'extérieur des composites hybrides. À titre d'exemple, pour une fraction volumique d'environ 15 % de fibres de carbone, l'augmentation du module de flexion est d'environ 10 % pour le stratifié $[L_3/C]_s$ comparé au composite à fibres de lin, alors que cette augmentation est plus de 148 % pour le stratifié $[C/L_3]_s$. Ce résultat est lié au fait que les couches ayant le plus haut module longitudinal sont plus éloignées du plan moyen (carbone-Epoxyde : $E_L \approx 54$ GPa contre lin-Epoxyde $E_L \approx 11$ GPa).

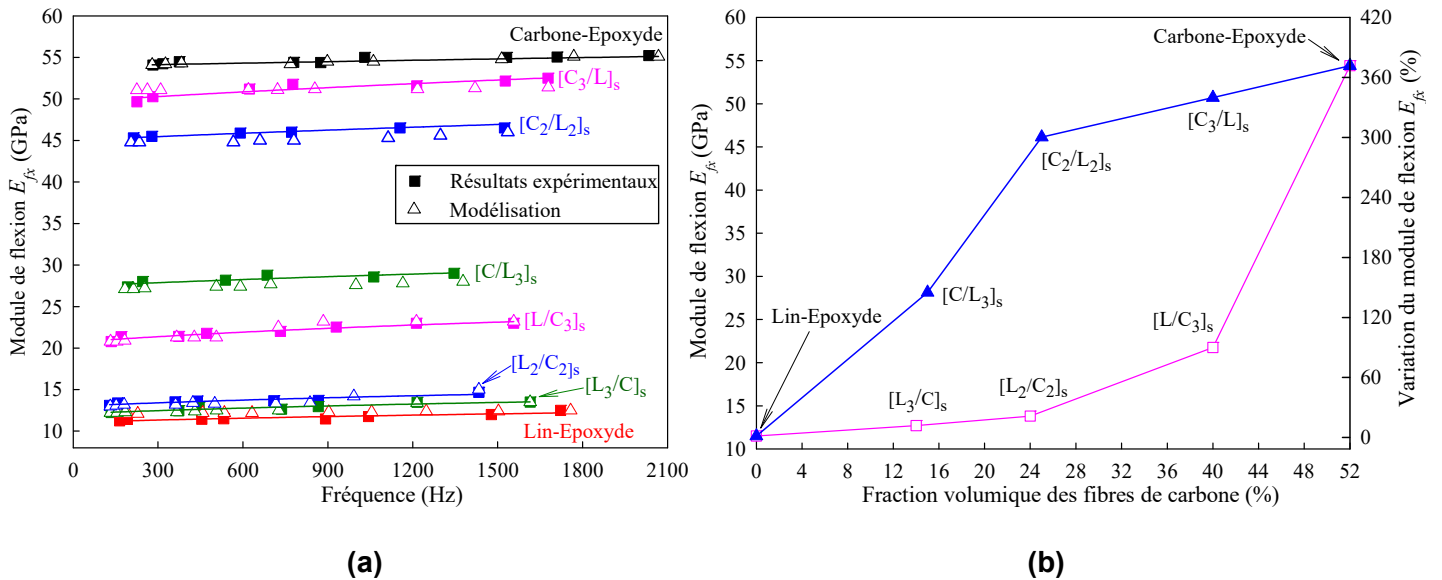


Figure 2. Module de flexion des composites hybrides : (a) Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux déduits de la modélisation et (b) évolution du module de flexion en fonction de la fraction volumique des fibres de carbone pour différentes séquences d'empilement et pour une fréquence de 500 Hz.

5.2. Amortissement

La figure 3 compare les résultats expérimentaux avec ceux déduits de la modélisation de l'amortissement structural, pour différents composites hybrides lin-carbone. Un bon accord entre les deux types de résultats est obtenu, montrant ainsi que l'analyse par éléments finis considérée permet de prédire correctement l'amortissement des stratifiés hybrides lin-carbone. La figure 3 montre aussi que la variation de l'amortissement en fonction de la fréquence des stratifiés hybrides présente deux comportements. Cette différence est associée à l'évolution de la distribution des énergies dissipées dans les couches de lin et de carbone [22].

Pour les stratifiés $[C_3/L]_s$ et $[C_2/L_2]_s$ où les couches de carbone sont situées à l'extérieur, le coefficient d'amortissement augmente légèrement avec la fréquence. En effet, l'énergie emmagasinée dans ces deux stratifiés est essentiellement dissipée par les couches de carbone et par conséquent, l'évolution de l'amortissement en fonction de la fréquence est gouvernée par celle du composite à fibres de carbone. Pour les stratifiés $[L/C_3]_s$, $[L_2/C_2]_s$ et $[L_3/C]_s$, l'effet de l'énergie dissipée par les couches de lin est prédominant. Ainsi, la diminution des facteurs de perte en fonction de la fréquence du composite à fibres de lin conduit à la diminution de l'amortissement des stratifiés $[L/C_3]_s$, $[L_2/C_2]_s$ et $[L_3/C]_s$.

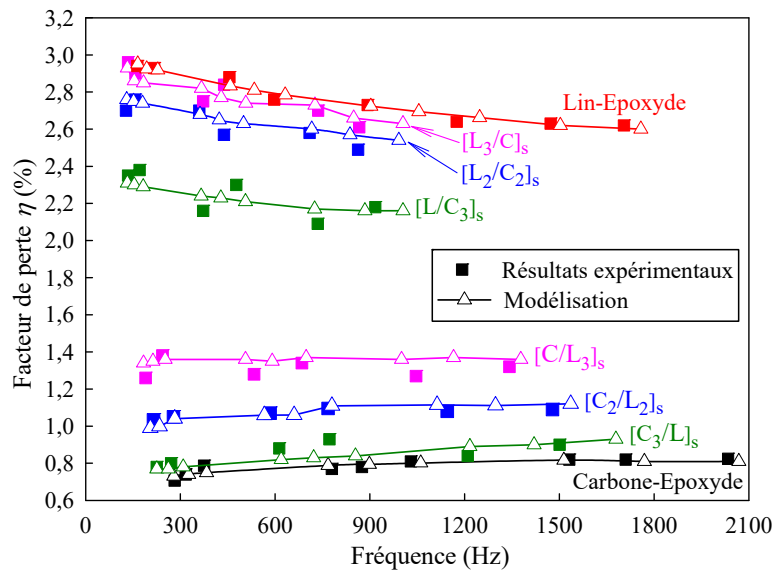


Figure 3. Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux déduits de la modélisation de l'amortissement pour différents stratifiés hybrides lin-carbone.

Pour mieux illustrer la répartition des énergies dissipées dans les couches de lin et de carbone, nous présentons sur la figure 4 leur évolution en fonction de la séquence d'empilement dans les stratifiés hybrides lin-carbone, pour une fréquence de 500 Hz. Les résultats montrent que 66 % à 94 % de l'énergie emmagasinée dans les stratifiés $[C_3/L]_s$ et $[C_2/L_2]_s$ est dissipée par les couches de carbone. Pour les composites $[L/C_3]_s$ et $[L_2/C_2]_s$, la dissipation de l'énergie est essentiellement gouvernée par les couches de lin qui représente environ 90% à 97 % de l'énergie totale.

Afin de comparer l'amortissement des différents stratifiés hybrides, nous avons reporté sur la figure 5 l'évolution du facteur de perte en fonction de la fraction volumique des fibres de lin pour une fréquence de 500 Hz. Une augmentation significative de l'amortissement est observée lorsque les couches de lin se situent à l'extérieur du stratifié hybride. Par exemple, les propriétés d'amortissement des stratifiés $[C_3/L]_s$ et $[L/C_3]_s$ sont supérieures de 6 % et 196 % par rapport au composite à fibres de carbone, respectivement. Cette augmentation de l'amortissement est attribuée essentiellement à la présence des couches de lin qui ont des propriétés d'amortissement supérieures à celles des couches de carbone (tableau 3). D'autre part, la différence d'amortissement entre les séquences d'empilement $[C_n/L_m]_s$ et $[L_m/C_n]_s$ est principalement liée à la répartition des énergies de déformation emmagasinées dans les couches de lin et de carbone (figure 4). Nous observons que l'amortissement induit par les couches de lin dans le cas du stratifié $[C_3/L]_s$ représente seulement 1,5 % de l'amortissement total alors qu'il totalise plus de 70 % pour le composite $[L/C_3]_s$ (figure 2.11).

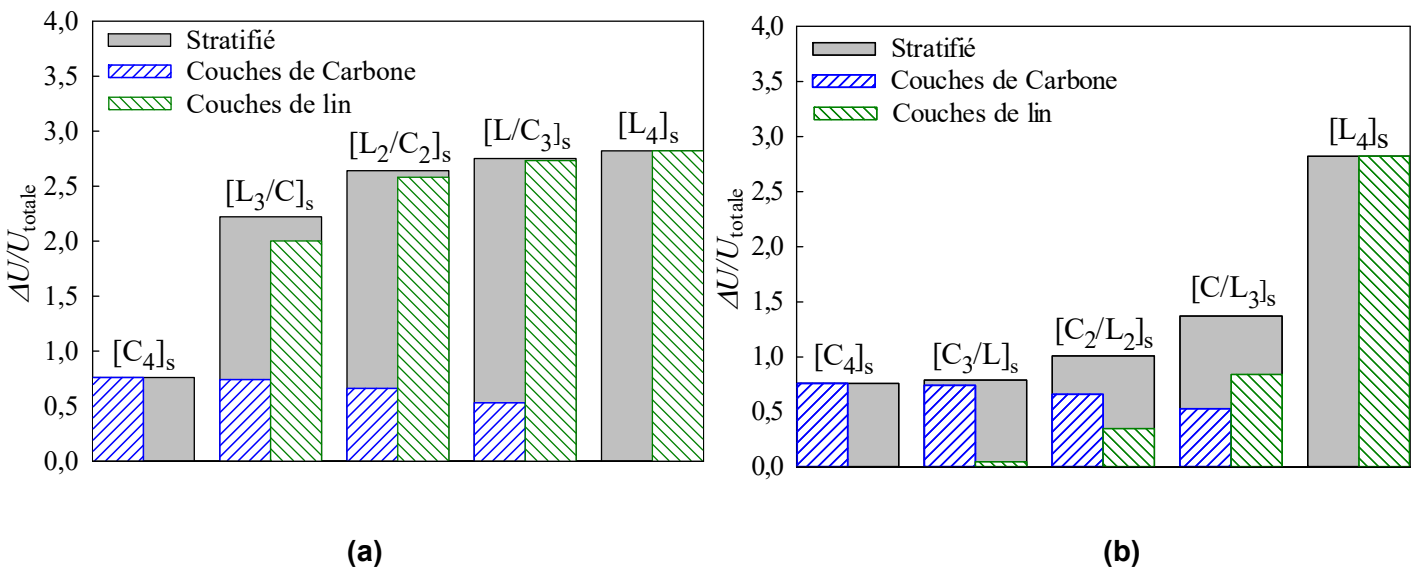


Figure 4. Évolution de la répartition des énergies dissipées dans les couches de carbone et de lin pour une fréquence de 500 Hz : (a) couches de lin placées à l'extérieur du stratifié carbone, (b) couches de lin placées à l'intérieur du stratifié carbone

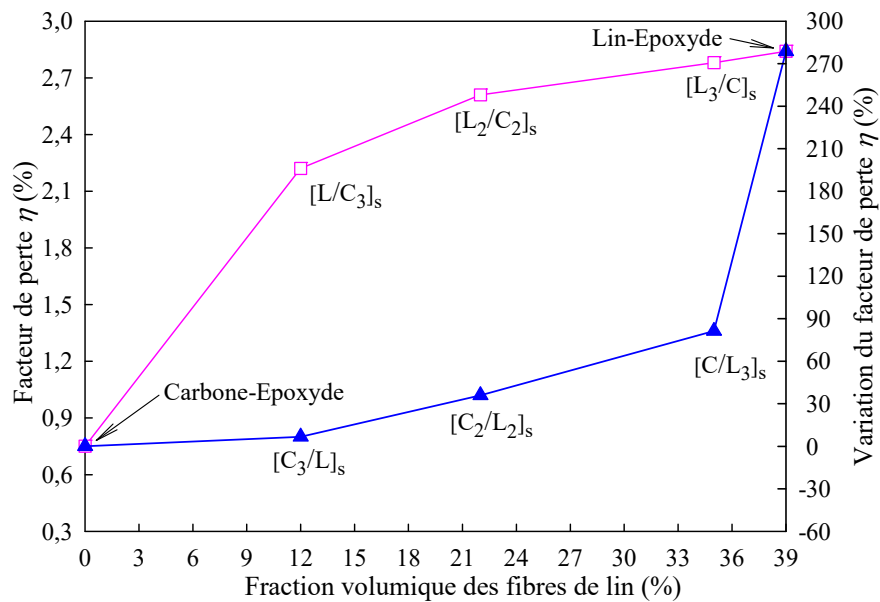


Figure 5. Évolution de l'amortissement en fonction de la fraction volumique des fibres de lin pour différentes séquences d'empilement pour une fréquence de 500 Hz.

5.3. Analyse paramétrique

L'analyse effectuée au paragraphe précédent sur les stratifiés hybrides lin-carbone a montré que la modélisation par éléments finis permet de décrire correctement leur amortissement. De plus, cette analyse a démontré que l'amortissement structural de ces stratifiés est fortement corrélé à leur rigidité de flexion et aux énergies dissipées dans les couches de lin et de carbone. Dans cette partie, nous proposons une étude paramétrique pour montrer comment il est possible d'améliorer les propriétés dissipatives des stratifiés à fibres de carbone, grâce à l'hybridation lin-carbone, sans affecter considérablement leurs performances mécaniques. De ce fait, les séquences d'empilement $[L/C/C/C/C/L]$, $[C/C/L/L/C/C]$ et $[C/L/C/C/L/C]$ ont été analysées en adoptant la démarche de modélisation développée au paragraphe 4. Pour chaque séquence d'empilement, les épaisseurs totales des couches de carbone et de lin sont, respectivement, de l'ordre de 5 et 1 mm. La figure 6 montre l'évolution de l'amortissement et du module spécifique en fonction de ces séquences d'empilement. Il apparaît clairement que le remplacement de deux couches de carbone par deux couches de lin dans le stratifié de référence $[C/C/C/C/C/C]$ augmente son amortissement de 15 % ($[C/L/C/C/L/C]$) à 30 % ($[L/C/L/C/C/L]$). Nous soulignons aussi que le stratifié $[C/L/C/C/L/C]$ est très intéressant en terme d'amortissement, comparé au stratifié $[C/C/L/L/C/C]$. En effet, ces deux composites ont quasiment le même module spécifique de flexion que le stratifié 100 % carbone $[C/C/C/C/C/C]$. En revanche, l'amortissement de la configuration $[C/L/C/C/L/C]$ est 15 % supérieur à celui du composite $[C/C/C/C/C/C]$ contre seulement 2 % pour le stratifié $[C/C/L/L/C/C]$.

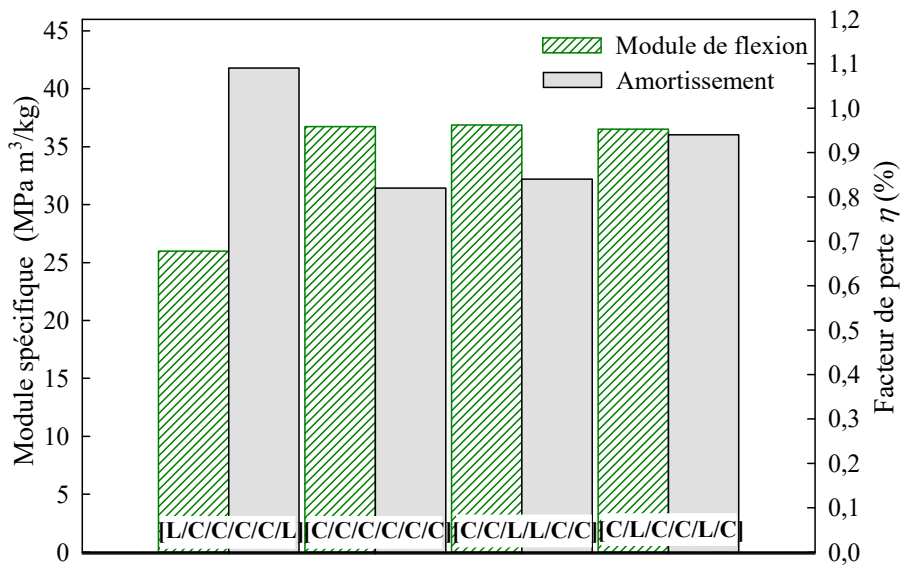


Figure 6. Evolution de l'amortissement et du module spécifique de flexion en fonction des séquences d'empilement pour une fréquence de 500 Hz.

6. Conclusion

Ce travail a été consacré à l'évaluation des propriétés dissipatives des composites hybrides lin-carbone à l'aide d'analyses expérimentale et numérique par éléments finis. En particulier, nous avons analysé l'effet de la position des couches de lin dans le composite hybride sur ses propriétés mécaniques et dynamiques. Ainsi, il a été démontré que l'ajout de deux couches de lin à l'intérieur du stratifié carbone-époxyde affecte de seulement 6% son module de flexion et ses propriétés dissipatives. En revanche, l'ajout de ces deux couches à l'extérieur du stratifié carbone-époxyde engendre une augmentation d'environ 196 % de son coefficient d'amortissement et une diminution d'environ 60 de son module de flexion. D'autre part, nous avons montré à travers l'analyse paramétrique que certaines configurations lin-carbone peuvent présenter une rigidité de flexion comparable à celle du composite carbone-époxyde tout en améliorant l'amortissement de ce dernier.

7. Bibliographie

- [1] Adams R. D., Fox M. A. O., Flood R. J. L., Friend R. J., Hewitt R. L. The dynamic properties of unidirectional carbon and glass fiber reinforced plastics in torsion and flexure. *Journal of Composite Materials* 1969; 3: 594 – 603.
- [2] Schultz A. B. and S. W. Tsai. Measurements of Complex Dynamic Moduli for Laminated Fiber-Reinforced Composites. *Journal of Composite Materials* 1969; 3: 434 – 443.
- [3] Adams R. D., and Bacon D. G. C. Effects of Fibre Orientation and Laminate Geometry on the Dynamic Properties of CFRP. *Journal of Composite Materials* 1973; 7: 402 – 428.
- [4] Paxson E. B. Real and Imaginary Parts of the Complex Viscoelastic Modulus for Boron Fiber Reinforced Plastics. *Journal Acoustical Society of America* 1975; 57: 891 – 899
- [5] Gibson R.F, Plunkett R.A. Dynamic stiffness and damping of fiber-reinforced composite materials. *The Shock and Vibration Digest* 1977; 9: 9 – 17.
- [6] Chandra R., Singh S.P., Gupta K. Damping studies in fiber-reinforced composites - a review. *Composite Structures* 1999; 46(1): 41– 51.
- [7] Yim J.H, Jang B.Z. An analytical method for prediction of the damping in symmetric balanced laminates composites. *Polymer Composites* 1999; 20(2): 192 – 199.
- [8] Berthelot J-M. Damping analysis of laminated beams and plates using the Ritz method. *Composite Structures* 2006; 74:186 – 201.
- [9] Berthelot J.-M., Assarar M., Sefrani Y., El Mahi A. Damping Analysis of Composite Materials and Structures. *Composite Structures* 2008; 85(3): 189 – 204.
- [10] El Mahi A., Assarar M., Sefrani Y., Berthelot J.-M. Damping Analysis of Orthotropic Composite Materials and Laminates. *Composites Part B* 2008; 39(7): 1069 – 1076.
- [11] Assarar M., El Mahi A., Berthelot J.-M. Damping Analysis of Sandwich Composite Materials, *Journal of Composite Materials* 2009; 43(13): 1461 – 1485.
- [12] Maheri M. R. et Adams R. D. 1995. Finite element prediction of modal response of damped layered composite panels. *Composites Science and Technology*; 55: 13 – 23.
- [13] Saba N., Jawaid M., Alothman O.Y., Paridah M.T. A review on dynamic mechanical properties of natural fibre reinforced polymer composites. *Construction and Building Materials* 2016; 106:149 – 159.
- [14] Duc F, Bourban P.E, Manson JAE. Damping of thermoset and thermoplastic flax fibre composites. *Composites Part A* 2014; 64:115 – 23.
- [15] Pothan L.A., Oommen Z., Thomas S., Dynamic mechanical analysis of banana fiber reinforced polyester composites. *Composites Science and Technology* 2003; 63: 283 – 293.
- [16] Wielage B, Lampke T, Utschick H, Soergel F. Processing of natural-fibre reinforced polymers and the resulting dynamic-mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology* 2003; 139(1–3):140 – 6
- [17] Duc F, Bourban PE, Manson JAE. The role of twist and crimp on the vibration behaviour of flax fibre composites. *Composites Science and Technology* 2014; 102: 94 – 96.
- [18] Duc F, Bourban PE, Manson JAE. Dynamic mechanical properties of epoxy/flax fibre composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 2014; 33(17): 1625 – 1633.
- [19] Le Guen M-J., Newman R.H., Fernyhough A, Staiger M. P. Tailoring the vibration damping behaviour of flax fibre-reinforced epoxy composite laminates via polyol additions. *Composites Part A* (2014; 67: 37 – 43.
- [20] Berthelot J-M. (2012). *Matériaux composites. Comportement mécanique et analyse des structures*. Tec & Doc, Paris, 5th edition.
- [21] Assarar M., El Mahi A., Berthelot J.-M. Evaluation of the dynamic properties of PVC foams under flexural vibrations, *Composite Structures* 2012; 94: 1919 – 1931.
- [22] Assarar M., Zouari W., Sabhi H., Ayad R., Berthelot J.-M. Evaluation of the damping of hybrid carbon-flax reinforced composites. *Composite Structures* 2015; 132: 148–54.



Etude de l'influence des contraintes dans une plaque en matériau non homogène

Moussa Abualnour^{1,2}
Kheira Soltani³
Mohammed Sid Ahmed Houari^{1,2}

¹ Université Mustapha Stambouli de Mascara,
Faculté de Sciences et Technologie,
Département de Génie Civil, 29000 Mascara,
Algérie.

² Laboratoire Matériaux et Hydrologie,
Université de Sidi Bel Abbès,
Faculté de Technologie Sidi Bel Abbès,
Algérie.

³ LMSR, Université de Sidi Bel Abbès,
Département de Génie Mécanique,
Faculté de Technologie Sidi Bel Abbès,
Algérie.

Résumé :

L'étude sur l'analyse linéaire des contraintes résiduelles pour les matériaux à gradients de propriétés, dites FGM est l'une des sujets les plus importants en génie et sciences des matériaux grâce à leurs utilisations dans les plus importants secteurs d'industrie (réacteurs nucléaires, réacteurs de fusion, navettes spatiales et le génie civil), la différence des propriétés thermiques des plis successifs et la fabrication des pièces à haute température de traitement vers la température ambiante fait naître des contraintes résiduelles à leurs interfaces. L'objectif de ce thème est de déterminer les contraintes résiduelles dues aux sollicitations mécaniques et thermiques des structures en matériaux fonctionnellement gradués, en vue d'optimiser leur valeur en fonction des propriétés du matériau suivant la fonction de loi de puissance (P-FGM).

1. Introduction

La modification des propriétés d'un matériau en fonction de variation des paramètres extérieures d'un environnement changeant, est possible, pour cela on a besoin d'un matériau qui a des propriétés structurales ou fonctionnelles présentant une adaptabilité à ce dernier. Pour des applications structurales à haute température, des matériaux avancés sont nécessaires pour avoir la force à cette température, à la résistance au fluage, à la dureté proportionnée et à la résistance de choc thermique. Tandis que la céramique possède la faible densité, la bonne force à un environnement agressif à haute température et la résistance au fluage, mais leur ténacité à la rupture et la résistance aux chocs thermiques sont pauvres, ce qui limiter leur utilisation dans les applications exigeantes. Des matériaux métalliques, d'autre part possèdent de haute ténacité et une excellente résistance au choc thermique tandis que se caractérisent par faiblesse de leurs effectifs liés à des propriétés à haute température généralement de les rende peu attrayants. Pour combiner les avantages de ces deux matériaux [1], [2], pour satisfaire les besoins en matériaux dans beaucoup d'applications, en rejoindre la céramique avec le métal. Toutes fois les contraintes thermiques résiduelles résultant de refroidissement après un traitement à haute température et les problèmes dus à la mauvaise compatibilité chimique sont les obstacles à l'usage largement répandu en association de la céramique au métal. Le problème commun a été la grande différence dans les caractéristiques de la dilatation thermique de la céramique et des métaux qui sont d'intérêt pour les applications structurales [3]. L'adhésion de nombreuses combinaisons céramique-métal provoque des contraintes qui dépassent la résistance à la rupture de la céramique surtout dans les régions proches au surface ce qui conduit à une fissuration de la céramique ou les joints ayant une faible force.

Les matériaux à gradient de propriété (FGM) offrent la solution au problème de contrainte thermique car ce système compose d'un changement progressif dans les fractions de volume des constituantes d'un endroit à l'autre dans un composant. Pour des applications telle que système de protection thermique, FGM sont en cours d'élaboration afin de réduire au minimum les contraintes thermiques et de choc thermique qui mène habituellement à la rupture de la céramique.

2. Gradient des Propriétés matérielles des plaques FGM

La plaque est entièrement en céramique (Al_2O_3) à la surface inférieure et changera à tout métal (Ni) à la surface supérieure. Le matériau dans la région intermédiaire se compose de différentes proportions d' Al_2O_3 et Ni. Les fractions de volume des deux phases varient dans la direction z , selon une forme fonctionnelle donnée. Dont les propriétés matériels, module de Young et le coefficient de Poisson, de la surface supérieure et inférieure sont différents mais sont prédéterminés pour satisfaire les demandes d'exécution. Cependant, le module de Young et le coefficient de Poisson de la plaque changent de façon continue seulement dans la direction de l'épaisseur (axe z) c'est-à-dire, $E = E(z)$, $\nu = \nu(z)$. Le but principal est l'analyse linéaire des contraintes résiduelles pour les matériaux à gradients de propriétés en (P-FGM).

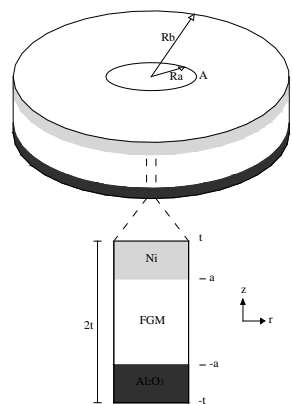


Figure 1. Schéma d'un système de matériau à gradient de propriété (FGM).

Le calcul du module d'élasticité de chacun des constituants en fonction de la température est considéré comme varier selon [4], [5]

$$G(T) = G_0 + \left[1 + \frac{(T-300)}{T_m} \theta\right] \quad \text{Avec} \quad \theta = \frac{T_m dG}{G_0 dT} \quad (1)$$

$$E(T) = 2G(T)(1 + \nu) \quad (2)$$

Dans lesquels $G(T)$, G_0 , T_m , θ et ν sont le module de cisaillement à la température T , module de cisaillement à 300 K, la température de fusion, le module qui dépend de la température, et le coefficient de Poisson, respectivement.

Le coefficient d'expansion thermique qui dépend de la température peut être exprimé par [6]

$$\alpha(T) = a_0 + a_1 T + a_2 T^2 \quad (3)$$

Dans lesquels a_0 , a_1 , et a_2 des constantes. Les paramètres indépendants de la température et les valeurs des constantes dans les équations (1) et (3) sont données dans le tableau 3.1 indiqué ci-après. Dans les calculs indépendants de la température, les valeurs de coefficients de dilatation thermique sont linéarisées de 300 à 1373 K et les valeurs du module d'élasticité à la température ambiante ont été utilisées.

Table 1. Valeurs des constants utilisés dans les calculs des contraintes thermiques résiduelles [5], [6].

Les Constants	AL ₂ O ₃	Ni
α (T indépendant)	8×10^{-6}	17×10^{-6}
G_0 (MPa)	1.55×10^5	7.89×10^4
T_m (K)	2320	1726
θ	-0.35	-0.64
ν	0.22	0.3
a_0	6.3×10^{-6}	1.5×10^{-5}
a_1	2.3×10^{-9}	3.4×10^{-9}
a_2	5.1×10^{-13}	5.8×10^{-12}

3. Les propriétés matérielles de la plaque P-FGM

On assume que la fraction de volume du P-FGM suit une fonction de loi de puissance :

$$V_c(z) = 1 \quad \text{pour} \quad -t \leq z \leq -a \quad (4a)$$

$$V_c(z) = \left(\frac{a-z}{2a}\right)^n \quad \text{pour} \quad -a \leq z \leq a \quad (4b)$$

$$V_c(z) = 0 \quad \text{pour} \quad a \leq z \leq t \quad (4c)$$

Où n est un paramètre du matériau, V_c est la fraction de volume d'Al₂O₃. z est la coordonnée dans la direction de l'épaisseur.

Une fois que la fraction de volume local a été définie, les propriétés matérielles de la plaque P-FGM peuvent être déterminées par la loi de mélange [7]:

$$E(z) = V_c(z)E_c + [1 - V_c(z)]E_m \quad (5a)$$

$$\text{Et} \quad \alpha(z) = V_c(z)\alpha_c + [1 - V_c(z)]\alpha_m \quad (5b)$$

Où E_m et E_c sont respectivement les modules de Young de la surface supérieure (Ni) et de la surface inférieure (Al₂O₃) de la plaque FGM.

4. Modèle de contrainte thermique.

Les contraintes résiduelles sont habituellement définies comme celles existants dans une pièce au repos, en absence de chargement appliqué (des contraintes internes auto-équilibrantes qui existent dans un matériau soumis à aucune force extérieure). Les contraintes résiduelles sont liées à des déformations créées par les incompatibilités entre les grains, ou bien la grande différence entre le coefficient de dilatation thermique dans le cas de l'assemblage de deux matériaux différents [3], [8]. Elles peuvent être générées lors d'un processus de fabrication, généralement à haute température pour les matériaux FGM puis un refroidissement à température ambiante, ou par une sollicitation mécanique, thermique ou chimique, etc. les contraintes résiduelles ont une grande influence sur les comportements de matériau et leur présence peut entraîner la concentration de contrainte qui se superpose sur le chargement extérieur. Elles influencent alors la résistance, la ductilité, le fluage et la ténacité du matériau.

Les contraintes résiduelles après refroidissement ou de chauffage de ce système de FGM comportent deux principales contributions, un résultant de la contrainte d'équilibre due à la contraction ou dilatation et d'autres qui vient du moment d'équilibre en raison de la distribution des contraintes asymétriques [8]. Cette dernière résulte de l'asymétrie des variations dans la proportion des constituants et par conséquent les caractéristiques d'élasticité et de la dilatation thermique, à travers l'épaisseur. Toutes ces contraintes peuvent être déterminées de la façon suivante : si par exemple, la plaque de FGM est considérée comme à refroidir vers le bas après traitement à haute température, les couches riches en métal en haut contractent plus que les couches riches en céramique en bas de la plaque. Si la plaque est limitée dans la direction r à deux endroits, A et B (figure 1) et, en outre, si le plan de flexion est empêché, les contraintes opposant à ces restrictions se développent dans la plaque. Les contraintes de traction $\sigma_r(z)$, résultant de restriction seulement, les contractions dans la direction r sont données par :

$$\sigma_r(z) = E(z)\alpha(z)\Delta T \quad (6)$$

Où $\Delta T = T_p - 300$ (K). T_p est la température à laquelle la plaque de FGM est fabriquée, par exemple, à haute pression ou à température de frittage. On peut éliminer la contrainte si une force de compression statiquement équivalente F est superposée aux contraintes de traction.

La grandeur de cette force est donnée par :

$$F = - \int_{-t}^t E(z)\alpha(z)\Delta T dz \quad (7)$$

Les contraintes de compression $\sigma_c(z)$, produits par cette force varient dans la direction z due à la variation du module d'élasticité et sont définies comme suit :

$$\sigma_c(z) = -E(z) \frac{\int_{-t}^t E(z)\alpha(z)\Delta T dz}{\int_{-t}^t E(z) dz} \quad (8)$$

Les contraintes résiduelles, $\sigma_t(z)$ dans la plaque sont données par la superposition des contraintes dans les équations (6) et (8). Ils sont définies par :

$$\sigma_t(z) = E(z)\alpha(z)\Delta T - E(z) \frac{\int_{-t}^t E(z)\alpha(z)\Delta T dz}{\int_{-t}^t E(z) dz} \quad (9)$$

Il est à noter que ces contraintes ne sont applicables que lorsque la plaque reste droite à cause de la contrainte sur la flexion. En l'absence d'une telle contrainte, la flexion de la plaque (dans le cas présent, vers le haut) résulte de l'asymétrie dans le degré de contraction à travers l'épaisseur de la plaque. Les contraintes effectives dans une plaque de FGM sont les contraintes à l'équilibre après la suppression de la contrainte de flexion. Lorsque la flexion est empêchée, le moment net généré par les contraintes asymétriques de contraction aurait été annulé par le moment externe introduit par la contrainte. Ce moment d'équilibre est exprimée par :

$$-M_t + \int_{-t}^t \sigma_t(z) z dz = 0 \quad (10)$$

Dans lequel M_t est le moment égal et opposé au moment s'est produit par des contraintes dans l'équation (9). Sur la suppression de la contrainte de flexion, les contraintes supplémentaires de la flexion de la plaque sont ensuite données par [9] :

$$\sigma_b(z) = M_t E(z) D \quad (11)$$

Avec

$$D = \frac{z \int_{-t}^t E(z) dz - \int_{-t}^t E(z) z dz}{\int_{-t}^t E(z) dz \int_{-t}^t E(z) z^2 dz - \left[\int_{-t}^t E(z) z dz \right]^2} \quad (12)$$

La contrainte résiduelle totale dans la plaque FGM en l'absence de toute contrainte est donnée par l'ajout de contraintes dans l'équation (11) à ceux qui sont dans l'équation (9) et en utilisant l'équation (10).

$$\sigma_{RES}(z) = E(z) \left[\alpha(z) - \frac{A_1}{E_1} - \frac{(A_2 - \frac{A_1 E_2}{E_1})(z E_1 - E_2)}{E_1 E_3 - E_2^2} \right] \Delta T \quad (13)$$

Avec

$$(A_1, A_2) = \int_{-t}^t (1, z) \alpha(z) E(z) dz$$

$$(E_1, E_2, E_3) = \int_{-t}^t (1, z, z^2) E(z) dz \quad (14)$$

5. Résultats et discussions

Les caractéristiques du module d'élasticité et de dilatation thermique des constituants Al_2O_3 et Ni qui dépend de la température sont présentées dans les figure 2 et 3.

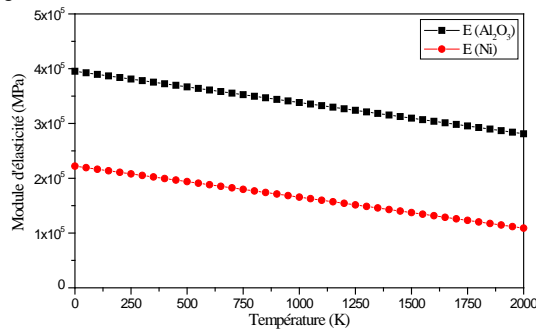


Figure 2. Caractéristique du module d'élasticité en fonction de la température.

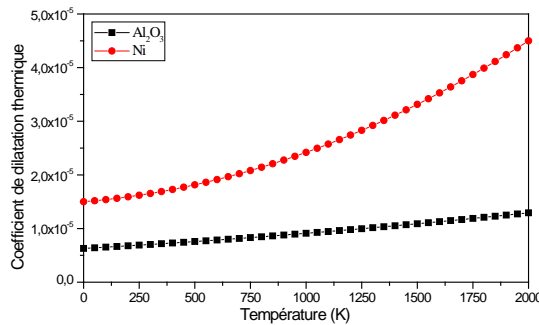
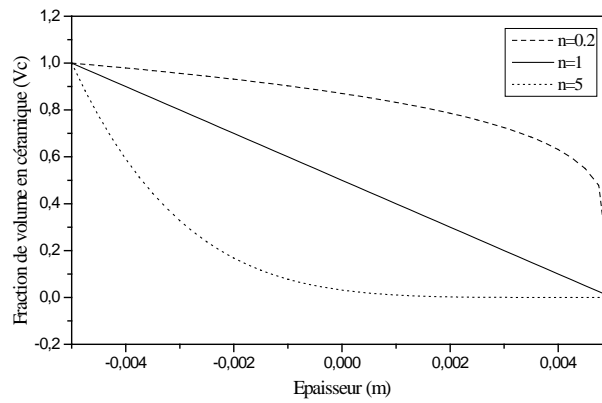


Figure 3. Caractéristique du coefficient de dilatation thermique en fonction de la température.

5.1. Résultats obtenus d'une plaque P-FGM

(a)



(b)

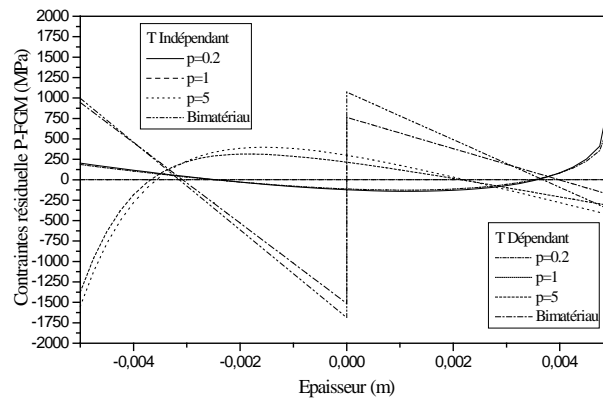
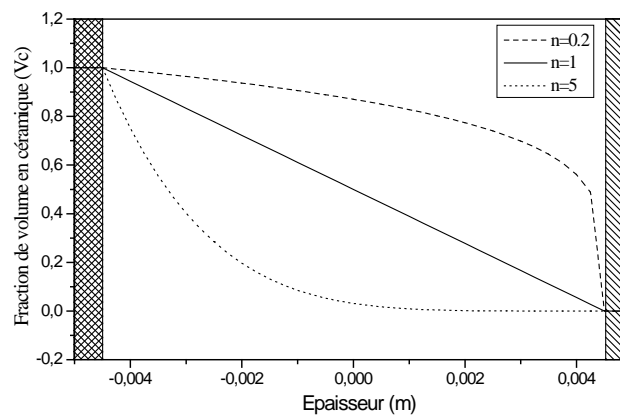


Figure 4. La fraction de volume dans la céramique (a) Contraintes résiduelles correspondantes dans une plaque P-FGM entièrement graduée (b).

(a)



(b)

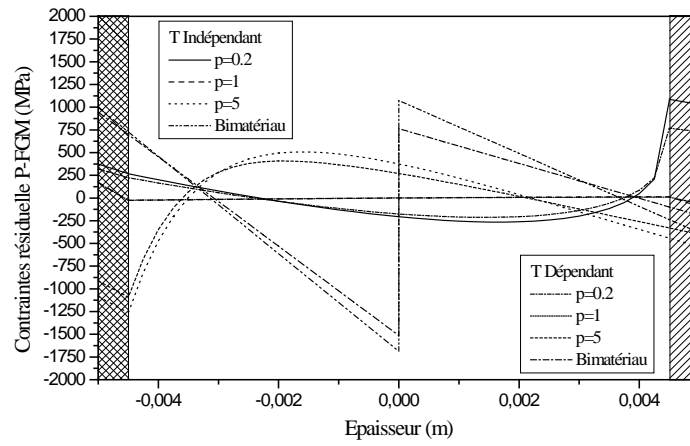
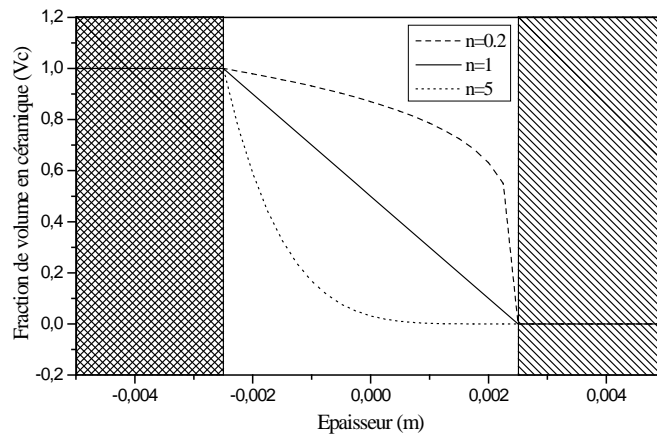


Figure 5. La fraction de volume dans la céramique (a) Contraintes résiduelles correspondantes dans une plaque P-FGM avec des couches entièrement en céramique et entièrement en métal (5% d'épaisseur totale) touchant la zone graduée (b).

(a)



(b)

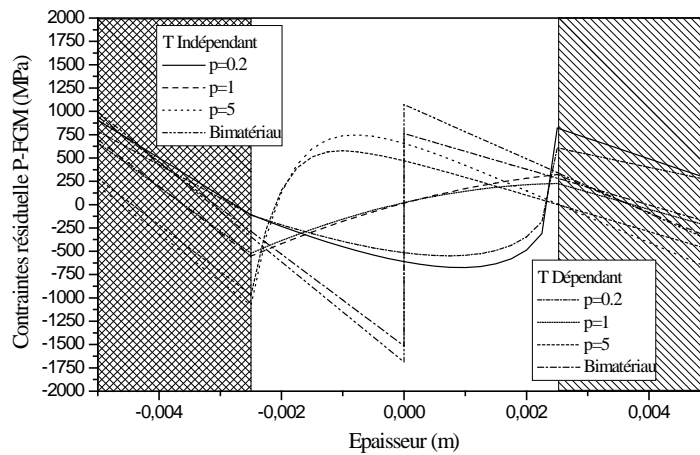


Figure 6. La fraction de volume dans la céramique (a) Contraintes résiduelles correspondantes dans une plaque P-FGM avec des couches entièrement en céramique et entièrement en métal (25% d'épaisseur totale) touchant la zone graduée (b).

6. Conclusion

Dans cet étude, on a utilisé un modèle unidimensionnelle pour modéliser les contraintes résiduelles dans un système en matériaux à gradients de propriétés qui se constitue en deux composantes tels que le métal et le céramique à partir de leur température de fabrication ou de traitement thermique à la température ambiante, les calculs ont été effectués en loi de puissance (P-FGM) sur une plaque FGM.

La distribution et l'importance des contraintes résiduelles dans une plaque FGM peuvent être adaptées en maîtrisant le gradient de la composition appelé le paramètre du matériau (p) et en choisissant une combinaison appropriée à la géométrie dans le cas de la présence des régions monolithiques.

Une gradation linéaire des constituants donne un affaiblissement accentué des contraintes résiduelles après un traitement à haute température. L'inclusion des régions entièrement en céramique et entièrement en métal touchant la région graduée augmente la grandeur des contraintes. Le caractère des contraintes résiduelles (traction contre la compression) dans la région en céramique s'inverse quand la forme fonctionnelle de gradation change de concave vers le haut jusqu'au concave vers le bas. Avec le profil concave vers le bas, la région pleinement en céramique est sous compression.

Les changements dépendants de température dont les modules d'élasticité et les coefficients de dilatation thermique du céramique et du métal n'affectent pas de manière significative les contraintes résiduelles.

Généralement, on ne peut pas éliminer les contraintes résiduelles dans la plaque en FGM par un simple traitement à haute température, parce qu'elles apparaissent de nouveau au cours de la période de refroidissement.

References

- [1] Suganuma K., Okamoto T., Shimada M. and Koizumi M., New method for solid-state bonding between ceramics and metals, *commun. J. Am. Ceram. Soc.* (1983) C-1 17-C-118
- [2] Kumar P. and Greenhut V.A. (eds.), *Metal-Ceramic Joining*, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1991.
- [3] Ravichandran K. Thermal residual stresses in a Functionally Graded Material system. *Mater. Sci. Eng. A201*, 1995, 269 – 276.
- [4] Sallai B.O., Tounsi A., Mechab I., Bachir Bouiadjra M., Meradjah M., Adda Bedia E.A., A theoretical analysis of flexional bending of Al/Al₂O₃ S-FGM thick beams, *Computational Materials Science* 44, 2009, 1344-1350.
- [5] Frost H. J., M. F. Ashby M. F., *Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*, Pergamon Press; 1 st edition, New York, 1982, 184 pages.
- [6] Fei Y., *Thermal Expansion*, Carnegie Institution of Washington, Geophysical Laboratory, 5251 Broad Branch Road, NW. Washington, DC 20015-1305, 1995, 29-44.
- [7] Bao G., Wang L., Multiple cracking in functionally graded ceramic/metal coatings. *International Journal of Solids and Structure* 32, 1995, 2853–2871.
- [8] Timoshenko S.P. and Goodier J.N., *Theory of Elasticity*, 3rd edn., McGraw-Hill, 1970, 433-439.
- [9] Hashin Z. And Shtrikman S., A variational approach to the theory of the elastic behavior of multiphase systems, *J. Mesh. Phy. Solids*, II (1963), 127-140.



Étude du comportement vibratoire des poutres fonctionnellement graduées (FGM) dans un environnement thermique

Bensaid Ismail¹, Bekhadda Ahmed¹, Kerboua Bachir², Cheikh Abdelmadjid¹

¹ Université Abou Beckr Belkaid Tiemcen, Laboratoire IS2M, Département de Génie Mécanique, Algérie, *bensaidismail@yahoo.fr

² Université Abou Beckr Belkaid Tiemcen, laboratoire EOLE, Algérie, kerbouac@yahoo.fr

Résumé :

Ce travail porte sur l'analyse de la vibration thermomécanique des poutres fonctionnellement graduées type FGM dans un environnement thermique. Les propriétés mécaniques de la poutre fonctionnellement graduée sont fonction de deux variables dans le sens de l'épaisseur et de température, selon une loi de puissance (P-FGM). Afin de d'obtenir les équations gouvernantes, le principe d'Hamilton est adopté. La solution analytique de type Navier a été employé pour obtenir les fréquences de vibration. La validation effectuée certifie l'exactitude des résultats obtenus. Les influences des différents paramètres tels que l'effet thermique, l'indice de loi de puissance et les différents modes de vibrations seront illustrées.

Mots clés : FGM ; Poutre ; Effet thermique ; vibration thermomécanique.

1. Introduction

Dans un effort pour développer des matériaux super résistants à des gradients de températures très élevés, les chercheurs japonais spécialisés dans le domaine des matériaux ont proposé le concept de matériaux fonctionnellement gradués (FGM) au début des années 1980. Ces matériaux sont une nouvelle classe de matériaux composites qui ont une variation continue des propriétés matérielles d'une surface à une autre et cela pour but diverger la concentration de contraintes trouvés dans l'interface des couches dans les composites stratifiés. Typiquement, un FGM est réalisé à partir d'un mélange de céramique et de métal de telle sorte que la céramique peut résister à des grandes températures dans les environnements thermiques, alors que le métal peut réduire la contrainte de traction engendrée dans la surface de la céramique dans la phase finale de refroidissement. Récemment, les matériaux fonctionnalisés (FGM) sont des matériaux alternatifs largement utilisés dans la mécanique, l'aérospatial, le nucléaire, biomécanique, optique, génie civil et l'automobile.

Motivé par ces applications dans tel domaine d'ingénierie, Les matériaux FGM ont également attirés de grands intérêts de recherche, notamment sur l'étude de leurs comportements en statiques et en dynamiques. Pour cela, un certain nombre d'articles sont rapportés dans la littérature afin d'étudier l'analyse dynamique et à la flexion statique des poutres fonctionnellement gradués. D'où on peut citer, Aydogdu and Taskin [2] ont présenté un model analytique pour l'analyse de la vibration libre d'une poutre FGM avec des conditions au bord simplement appuyés. Li [3] a analysé le comportement en statique et dynamique des poutres fonctionnellement gradués en se basant sur une nouvelle approche unifiée, l'inertie de rotation et la déformation de cisaillement ont été inclus. İmrek [4] a investigué la fréquence libre d'une poutre en FGM, en utilisant des théories des poutres classique, de déformation de cisaillement de premier ordre et d'ordre élevé en considérant des conditions aux limites différentes. Thai and Vo [5] ont utilisé une variété des théories de poutres tenant en compte les déformations de cisaillement afin d'étudier le comportement à la flexion et à la vibration des poutres FG. Bouremana *et al.* [6] ont développé une théorie simple du premier ordre de la déformation par cisaillement sur la base du concept de la position de surface neutre pour étudier le comportement mécanique de poutres FG. L'effet d'étirement de l'épaisseur sur la réponse mécanique des poutres FGM a été étudié par Bourada *et al.* [7] en développant une nouvelle théorie simple de déformations en cisaillement à trois variables.

Ce travail porte sur l'analyse de la vibration thermomécanique d'une poutre homogène faite en matériaux à gradient de propriétés (variable) FGM sur la base la théorie des poutres Euler-Bernoulli. Il est supposé que les propriétés matérielles de la poutre FGM changent en continu à travers l'épaisseur, selon la fraction volumique du matériau constitutif suivant une fonction de loi de puissance P-FGM et sont dépendants de la température. Les résultats obtenus ont été comparés avec celles qui existent dans la littérature et une bonne concordance a été révélée. L'effet de plusieurs paramètres, tels que la magnitude de la charge thermique, fractions volumiques des constituants, et le numéro de mode, sur les caractéristiques de vibration thermomécanique des poutres Fonctionnellement Gradués ont été tous explorés.

2. Modélisation mathématique

Sur la base de la théorie de poutre Euler–Bernoulli, le champ de déplacement à n'importe quel point de la poutre peut être écrit comme suit:

$$u_x(x, z, t) = u(x, t) - z \frac{\partial w(x, t)}{\partial x} \quad (1)$$

$$u_z(x, z, t) = w(x, t) \quad (2)$$

La déformation associée au champ de déplacements dans l'équation est :

$$v_{xx} = \frac{\partial u}{\partial x} - z \frac{\partial^2 w(x, t)}{\partial x^2} \quad (3)$$

Le principe d' HAMILTHON peut s'écrit comme suit:

$$u \int_0^T (U - T + V) dt = 0 \quad (4)$$

où U est la variation virtuelle de l'énergie de déformation, T la variation virtuelle de l'énergie cinétique, et V est la variation virtuelle de l'énergie potentielle respectivement.

En substituant les expressions détaillées de U , T , et V , dans l'équation (4) et en intégrant par parties, et en assemblant les coefficients, les équations de mouvement concernant la vibration thermomécanique de la nano poutre fonctionnellement gradué seront obtenues par la suite.

3. Propriétés matérielles

Nous considérons une poutre faite en FGM d'une longueur L , largeur b et épaisseur uniforme h dans la configuration de référence non sollicitée comme indiqué dans la Figure 1. Selon la loi du mélange ; les propriétés matérielles de la poutre **FGM** changent sans interruption suivant l'épaisseur, et peuvent s'exprimer comme suit Ebrahimi *et al.* [8], Bensaid *et al.* [9]:

$$P = P_b V_m + P_t V_c ; V_c = \left(\frac{z}{h} + \frac{1}{2} \right)^p \quad (5)$$

On notera que P_b et P_m sont, respectivement, les caractéristiques correspondantes du métal et de la céramique de la nano-poutre FGM. Où p est l'indice de gradient, qui prend des valeurs supérieures ou égales à zéro.

Afin de prédire avec plus de précision le comportement des FGMs sous haute température, il est nécessaire de considérer les propriétés matérielles dépendantes de la variation de température T . L'équation non linéaire des propriétés matérielles thermo-élastiques en fonction de la température $T(K)$ peuvent être exprimé comme Reddy and Chin [10] :

$$P = P_0 \left(P_{-1} T^{-1} + 1 + P_1 T + P_2 T^2 + P_3 T^3 \right), \quad (6)$$

Où $P_0, P_{-1}, P_1, P_2,$ et P_3 sont les coefficients dépendants de la température, qui peuvent être obtenus à partir des travaux de la littérature pour Si3N4 and SUS 304.

4. Equations de mouvement en termes de déplacements

Les équations générale de mouvement de la présente théorie de nano-poutres proposées ici peuvent être exprimés en terme de déplacement (u, w) telle que:

$$A_{xx} \frac{d^2 u}{dx^2} - B_{xx} \frac{d^3 w}{dx^3} - I_0 \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} + I_1 \frac{\partial^3 u}{\partial t^2 \partial x} = 0 \quad (7)$$

$$B_{xx} \frac{d^3 u}{dx^3} - D_{xx} \frac{d^4 w}{dx^4} - N^T \frac{d^2 w}{dx^2} - I_0 \frac{d^2 w}{dt^2} - I_1 \frac{d^3 u}{dt^2 dx} + I_2 \frac{d^4 w}{dt^2 dx^2} = 0 \quad (8)$$

Où q et N^T sont la charge transversale et axiale, respectivement, et A_{xx}, B_{xx}, D_{xx} , sont les coefficients de rigidités, ainsi que I_0, I_1, I_2 , sont les moments de masse d' inerties, et le tous peuvent être définis comme :

$$(A_{xx}, B_{xx}, D_{xx}) = \int_A E(z, T) (1, z, z^2) dA, \quad (9)$$

$$(I_0, I_1, I_2) = \int_A \dots (z, T) (1, z, z^2) dA, \quad (10)$$

$$N^T = \int_{-h/2}^{h/2} E(z, T) r(z, T) (T - T_0) \quad (11)$$

5. Solution analytique

Considérons une poutre FG simplement appuyée de longueur L soumise à une charge transversale q et une charge axiale N^T . La solution des équations générales du mouvement pour la vibration libre d'une FG poutre simplement supporté est supposée être sous la forme

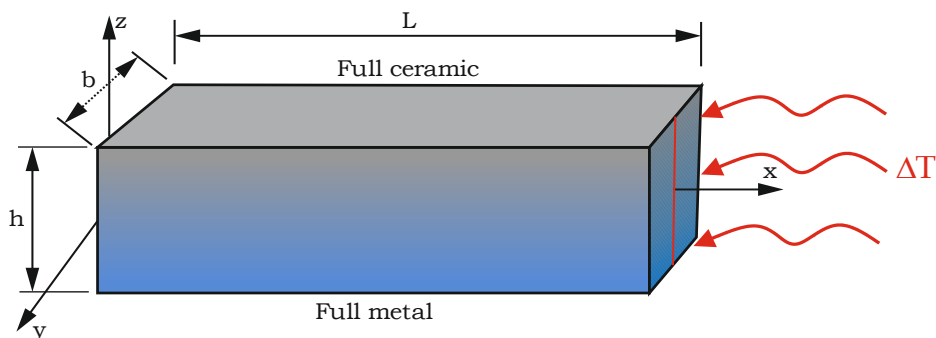


Figure 1. Géométrie et système de coordonnées de la poutre fonctionnellement graduée

$$\begin{Bmatrix} u \\ w \end{Bmatrix} = \sum_{n=1}^{\infty} \begin{Bmatrix} U_n \cos(rx) e^{i\check{s}_n t} \\ W_n \sin(rx) e^{i\check{s}_n t} \end{Bmatrix}, \quad (12)$$

Où U_n, W_n sont des paramètres arbitraires à déterminer, \check{s}_n est la fréquence propre associée au $n^{\text{ième}}$ mode propre, et $n = 1, 2, 3, \dots$. La charge transversale q est également élargie dans la série sinus de Fourier en tant que

$$q(x) = \sum_{n=1}^{\infty} Q_n \sin(rx), \quad Q_n = \frac{2}{L} \int_0^L q(x) \sin(rx) dx \quad (13)$$

Les coefficients de Fourier Q_n associée à certaines charges typiques sont donnés

$$Q_n = q_0, \quad n = 1 \quad \text{pour charge sinusoïdal} \quad (14a)$$

$$Q_n = \frac{4q_0}{nf}, \quad n = 1, 3, 5, \dots \quad \text{pour charge uniforme} \quad (14b)$$

$$Q_n = \frac{2q_0}{L} \sin \frac{nf}{2}, \quad n = 1, 2, 3, \dots \quad \text{pour une charge ponctuelle } Q_0 \text{ au plan moyen,} \quad (14c)$$

En substituant le système d'équations (12) dans les Eqs. (7) et (8) respectivement, et avec quelque manipulation mathématiques, nous obtiendrons les relations suivantes :

$$\left(-A_{xx} \left(\frac{nf}{L} \right)^2 + I_0 \check{S}_n^2 \right) U_n + \left(B_{xx} \left(\frac{nf}{L} \right)^3 - I_1 \left(\frac{nf}{L} \right) \check{S}_n^2 \right) W_n = 0 \quad (15)$$

$$\left(B_{xx} \left(\frac{nf}{L} \right)^3 - I_1 \left(\frac{nf}{L} \right) \check{S}_n^2 \right) U_n + \left(-D_{xx} \left(\frac{nf}{L} \right)^4 + N^T \left(\frac{nf}{L} \right)^2 + I_0 \check{S}_n^2 + I_2 \left(\frac{nf}{L} \right)^2 \check{S}_n^2 \right) W_n = 0 \quad (16)$$

La fréquence propre \check{S}_n est obtenue à partir du système d'équations en dessus (15) et (16) en mettant le polynomiale égale à 0.

1. chargement thermique uniforme

La poutre fonctionnellement graduée est supposée initialement dans un endroit où la température est considéré ambiante ($T_0 = 300K$), et puis va subir un changement uniforme de cette dernière pour aboutir à une température finale avec un incrément T . L'élévation de température dans la direction de l'épaisseur est donnée par:

$$\Delta T = T - T_0 \quad (17)$$

6. Résultats et discussion

Les résultats numériques sont donnés en utilisant les solutions analytiques données précédemment. Pour analyser la vibration thermomécanique libre des poutres FGM simplement appuyées avec soumises des charges thermiques dans le plan, et cela pour différentes valeurs de l'indice de puissance, la charge d'écart thermique, ainsi que le nombre des modes de vibrations. La poutre FGM est composée d'acier (SUS 304) et alumine (Si3N4). On suppose que l'augmentation de température dans la surface métallique à la température de référence T_0 de la poutre FGM est de $T_m - T_0 = 5K$ [11]. Dans ce qui suit le paramètre adimensionnel est utilisé:

$$\bar{S} = \check{S} L^2 / h \sqrt{\dots_m / E_m}, \quad (18)$$

Pour vérifier la validité du modèle étudié pour la vibration thermomécanique d'une poutre FGM, les résultats obtenus ont été comparés avec ceux qui sont disponibles obtenus dans la littérature par la solution analytique fournis par M. Imekci [4], Excellent accord est obtenu entre les deux résultats.

Le tableau 1 exhibe une comparaison de la fréquence fondamentale obtenue à partir du modèle actuelle de FG poutres avec les résultats obtenus par M. Imekci [4], pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur et indice de puissance p . Comme on peut le apercevoir, les résultats sont en bon accord.

Tableau 1 Comparaison de la fréquence fondamentale non-dimensionnelle d'une poutre FGM avec différents indices de puissance

L/h	Indice de puissance									
	p=0		p=0.2		p=0.5		p=1		p=2	
	Présent	im ek [4]	Présent	im ek [4]	Présent	im ek [4]	Présent	im ek [4]	Présent	im ek [4]
5	5.3953	5.3953	5.0206	5.0219	4.5931	4.5936	4.1483	4.1483	3.7793	3.7793
20	5.4777	5.4777	5.0967	5.0980	4.6641	4.6645	4.2163	4.2163	3.8471	3.8471

La variation de fréquence naturelle adimensionnelle en fonction de la variation de la charge thermique et pour plusieurs valeurs l'indice de la fraction volumique (p) est présenté dans la Figure 2. On remarque la fréquence fondamentale naturelle tend a diminué avec l'augmentation de l'indice de puissance p . On peut voir aussi que l'augmentation de l'écart de température de chargement, les fréquences adimensionnelle de la poutre FG diminuent avec l'augmentation de la température jusqu'à atteindre ou approché a une valeur de zéro, et cela à la température critique. Cela est dû à cause de la réduction de la rigidité totale de la poutre, comme la rigidité géométrique s'affaiblit lorsque le chargement thermique dans le plan augmente.

Figure 3 montres l'effet de l'indice de puissance p sur la valeur maximale de la fréquence nondimensionnelle, et pour plusieurs valeurs d'écart du chargement thermique ($L/h=20$). On peut signaler que, la fréquence non-dimensionnelle se réduit d'un taux élevé dans le cas l'indice de puissance varie entre 0 à 3 par a port au cas où l'indice de puissance s'exprime entre 3 et 10. De plus, on perçoit que les fréquences réduisent en augmentant la valeur de la charge thermique, en raison de l'effet adoucissant de cette dernière sur la poutre FG et une élévation de la température augmente cet effet.

L'effet du nombre de mode de vibration-thermomécanique sur la valeur maximale de la fréquence adimensionnelle pour multitude de valeurs d'écart du chargement thermique au plan sont illustré dans la Figure 4. On voit sur cette figure que, l'augmentation de coefficient du mode de vibration entraine une augmentation de la fréquence fondamentale naturelle. Ainsi qu'une augmentation de la charge thermique engendre une diminution de la vibration libre de la poutre FGM. Et on peut dire que ce paramètre a un effet notable sur la fréquence fondamentale.

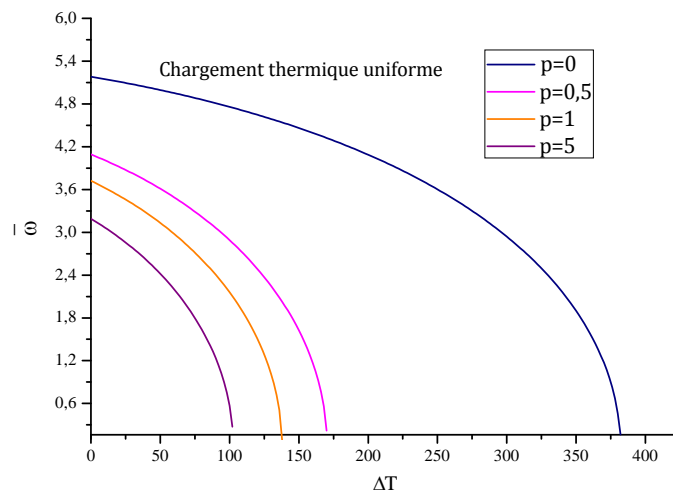


Figure 2. Effet de l'indice de puissance sur la fréquence naturelle on fonction du chargement thermique d'une poutre FGM

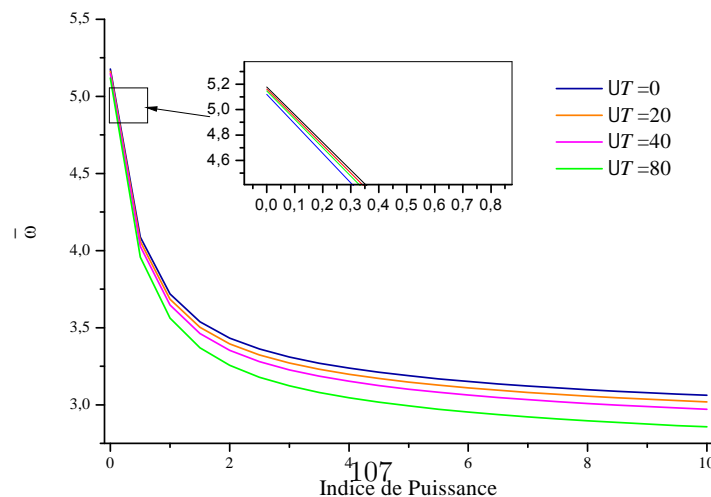


Figure 3. Effet du chargement thermique sur la fréquence naturelle on fonction de l'indice de puissance d'une poutre FGM

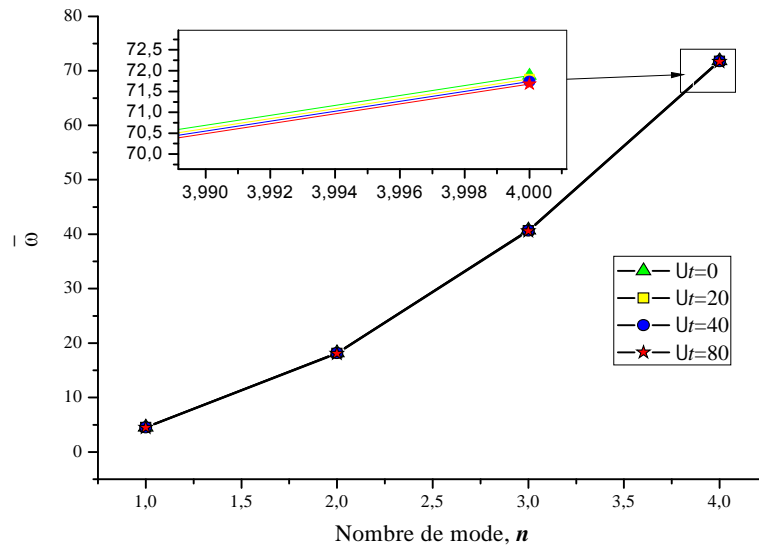


Figure 4. La variation de la première fréquence adimensionnelle en fonction du mode de vibration pour plusieurs valeurs du chargement thermique ($L/h=20$)

7. Conclusion

Dans ce travail, Une investigation sur la vibration thermomécanique des poutres fonctionnellement gradués dans un environnement thermique et soumises à des hausses de température uniformes a été présentée. Les propriétés thermomécaniques des poutres FG sont supposées être en fonctions à la fois de température et de l'épaisseur sur la base de la loi de mélange type puissance. Les équations différentielles du mouvement et les conditions aux limites associés sont dérivées en appliquant le principe d'Hamilton. La précision des résultats obtenus ont été validés avec celles disponibles dans la littérature. A la fin, on peut constater à partir de l'étude faite dans ce travail, que les différents indices de la fraction de volume, et de loi puissance, le chargement thermique, ainsi que les modes de vibrations ont un impact significatif sur la fréquence fondamentale.

8. Bibliographie

- [1] Koizumi M. *FGM activities in Japan*. Compos. Part B: Eng, 1997, vol. 28, n°1-2, pp.1-4.
- [2] Aydogdu M, Taskin V. *Free vibration analysis of functionally graded beams with simply supported edges*. Mater Des, 2010, vol.28, n°5, pp.1651–1656.
- [3] Li X.F. *A unified approach for analyzing static and dynamic behaviors of functionally graded Timoshenko and Euler-Bernoulli beams*. J. Sound Vib, 2008, vol. 318, n°4-5, pp. 1210-1229.
- [4] im ek M. *Fundamental frequency analysis of functionally graded beams by using different higher-order beam theories*. Nud Eng Des, 2010, vol. 240, n°4, pp.697–705.
- [5] Thai H.T. and Vo T.P. *Bending and free vibration of functionally graded beams using various higher-order shear deformation beam theories*. Int. J. Mech. Sci, 2012, vol. 62, n°1, pp. 57-66.
- [6] Bouremana M. Houari M.S.A. Tounsi A. Kaci A. and Adda Bedia E.A. *A new first shear deformation beam theory based on neutral surface position for functionally graded beams*. Steel Compos. Struct, 2013, vol. 15, n°5, pp. 467-479.
- [7] Bourada M. Kaci A. Houari M.S.A. and Tounsi A. *A new simple shear and normal deformations theory for functionally graded beams*. Steel Compos. Struct, Int. J, 2015, vol.8, n°2, pp. 409-423.
- [8] Ebrahimi F. Ghasemi F. Salari E. *Investigating thermal effects on vibration behavior of temperature-dependent compositionally graded Euler beams with porosities*. Meccanica, 2015, vol. 51, n°1, pp.223–249.
- [9] Bensaid I. Cheikh A. Mengouchi A. Kerboua B. *Static deflection and dynamic behavior of higher-order hyperbolic shear deformable compositionally graded beams*. Adv Mater. Resear, 2017, vol.6, n°1, pp.13-26.
- [10] Reddy JN, Chin CD. *Thermomechanical analysis of functionally graded cylinders and plates*. J Therm Stress, 1998, vol 21, n°6, pp.593–626.
- [11] Kiani Y, Eslami MR. *An exact solution for thermal buckling of annular FGM plates on an elastic medium*. Compos B Eng, 2013, vol. 45, n°1, pp.101–110.

"Modélisation micromécanique de la conductivité thermique de matériaux composites avec des interfaces imparfaites "

" BONFOH Napo " ¹,

" SABAR Hafid " ²

" DREISTADT Cynthia " ³

¹ " Université de Lorraine, CNRS, Arts et Métiers Paris Tech, LEM3, F-5700 Metz, France, napo.bonfoh@univ-lorraine.fr "

² " Université de Lorraine, CNRS, Arts et Métiers Paris Tech, LEM3, F-5700 Metz, France, hafid.sabar@univ-lorraine.fr "

³ " Université de Lorraine, CNRS, Arts et Métiers Paris Tech, LEM3, F-5700 Metz, France, cynthia.dreistadt@univ-lorraine.fr "

Résumé :

"L'étude propose une modélisation micromécanique de la conductivité thermique effective de matériaux composites contenant des inclusions ellipsoïdales et présentant des interfaces imparfaites. La présence d'une interface imparfaite se traduit par une discontinuité soit du champ de température soit de la densité de flux thermique à travers cette interface. La solution du problème de conduction thermique hétérogène a été construite en recourant à la technique de la fonction de Green et en généralisant le concept du tenseur d'Eshelby pour un point intérieur ou extérieur à l'inclusion. Le modèle de résistance thermique interfaciale de Kapitza a été considéré pour décrire une interface faiblement conductrice induisant un saut de température aux interfaces. Une morphologie ellipsoïdale des inclusions et une anisotropie de la conductivité thermique par phase constitutive ont été considérées.

Des expressions analytiques de la localisation de l'intensité moyenne dans l'inclusion ont été déterminées. Ces expressions permettent ensuite de prédire la conductivité effective du matériau composite en présence d'interfaces faiblement conductrices, à travers de schémas classiques d'homogénéisation.

Ces prédictions ont été comparées aux résultats de cas particuliers traités dans la bibliographie afin d'éprouver la précision des résultats de l'approche proposée.

La formulation proposée est généralisable à l'étude d'une interface hautement conductrice (se traduisant par une discontinuité de la densité de flux) mais aussi à la modélisation d'autres phénomènes de transport tels que la conduction électrique ou magnétique."

1. Introduction

Les matériaux composites contenant des particules sont largement utilisés dans plusieurs applications industrielles où des performances spécifiques sont recherchées. Plusieurs modèles théoriques ont été développés pour la prédiction des propriétés effectives de ces matériaux hétérogènes en tenant compte des propriétés des phases constitutives et de la fraction volumique, la taille et la forme des renforts, de la nature de l'interface entre les constituants. Cette interface joue un rôle important dans les phénomènes de transport tels que la conduction thermique ou électrique et influence le comportement effectif. La plupart des études suppose une interface parfaite. Compte tenu de l'adhésion imparfaite et d'éventuelles réactions chimiques entre les constituants, cette hypothèse apparaît inappropriée pour une modélisation rigoureuse. Dans le cadre de la conduction thermique, une interface imparfaite peut induire une discontinuité soit du champ de température soit de la densité de flux à l'interface.

Des études ont été consacrées à la modélisation des matériaux composites présentant des interfaces faiblement conductrices, induisant un saut de température.

La première classe de ces modèles est basée sur la solution de l'équation fondamentale de Laplace gouvernant la conduction thermique [1-4] pour des inclusions sphériques ou cylindriques, puis par Benveniste et Miloh [5-6] pour des inclusions sphéroïdales.

Kushch et Chernobai [7] ont proposé une solution pour des inclusions ellipsoïdales basée sur des potentiels complexes.

La troisième classe de modèles concerne les approches micromécaniques basées sur le problème de l'inclusion d'Eshelby étendu à la conduction thermique. Cette approche introduit le formalisme de la fonction de Green et une équation intégrale du problème de conduction hétérogène [8-10].

La dernière famille de modèles met en œuvre les méthodes variationnelles pour principalement établir les bornes inférieure et supérieure de la conductivité effective dans un matériau composite avec des interfaces imparfaites [11-14].

Malgré ces différentes études, le problème général de la conductivité thermique dans des matériaux contenant des inclusions ellipsoïdales avec une conductivité thermique anisotrope par phase et en présence d'une interface imparfaite reste ouvert. Nous présentons une nouvelle formulation micromécanique basée sur l'introduction de la fonction de Green et le concept de tenseur d'Eshelby pour un point intérieur ou extérieur à l'inclusion. L'approche permet d'exprimer de manière analytique la localisation de l'intensité moyenne dans chaque phase du matériau composite puis d'estimer au moyen de schémas d'homogénéisation la conductivité effective. Des comparaisons des prédictions du modèle développé avec des résultats d'approches antérieures sont présentées et discutées.

2. Modèle micromécanique

Soit V , le volume élémentaire représentatif (VER) d'un matériau composite constitué d'une inclusion ellipsoïdale (I) dans un milieu homogène de référence ou matrice (0). $\mathbf{q}(\mathbf{r})$, $\mathbf{e}(\mathbf{r})$ et $T(\mathbf{r})$ désignent respectivement la densité de flux, l'intensité et la température en un point de vecteur position $\mathbf{r}(x_1, x_2, x_3)$ du VER. Le comportement thermique du composite est supposé linéaire et décrit par le tenseur de conductivité thermique $\mathbf{k}(\mathbf{r})$. Le VER est supposé soumis à une intensité uniforme \mathbf{e}^0 imposée sur sa frontière ∂V .

L'étude se propose de déterminer les champs $\mathbf{e}(\mathbf{r})$ et $\mathbf{q}(\mathbf{r})$ dans chaque phase constitutive, puis d'estimer la conductivité effective du matériau composite.

1. Equations de base

Sous les hypothèses de régime stationnaire et d'absence de source interne de chaleur, les équations de base du problème de conduction thermique hétérogène dans le VER s'écrivent :

$$\mathbf{q}(\mathbf{r}) = \mathbf{k}(\mathbf{r}) \cdot \mathbf{e}(\mathbf{r}), \quad \text{div } \mathbf{q}(\mathbf{r}) = 0, \quad \mathbf{e}(\mathbf{r}) = -\nabla T(\mathbf{r}) \quad (1)$$

Et les conditions aux limites :

$$T(\mathbf{r}) = -\mathbf{e}^0 \cdot \mathbf{r} \quad \text{pour} \quad \mathbf{r} \in \partial V \quad (2)$$

Dans la présente étude, l'interface S_I entre l'inclusion et la matrice est supposée imparfaite et faiblement conductrice :

$$[\mathbf{q}(\mathbf{r})] \cdot \mathbf{n} = (\mathbf{q}^+(\mathbf{r}) - \mathbf{q}^-(\mathbf{r})) \cdot \mathbf{n} = 0, \quad [T(\mathbf{r})] = T^+(\mathbf{r}) - T^-(\mathbf{r}) \neq 0 \quad \text{pour} \quad \mathbf{r} \in S_I \quad (3)$$

\mathbf{n} désigne un vecteur unitaire normal à l'interface S et orienté de S^- à S^+ . $T^+(\mathbf{r})$ et $\mathbf{q}^+(\mathbf{r})$ (respectivement $T^-(\mathbf{r})$ and $\mathbf{q}^-(\mathbf{r})$) sont définis sur S^+ (respectivement S^-). La topologie du problème d'inclusion d'Eshelby avec une interface imparfaite est schématisée par la figure 1.

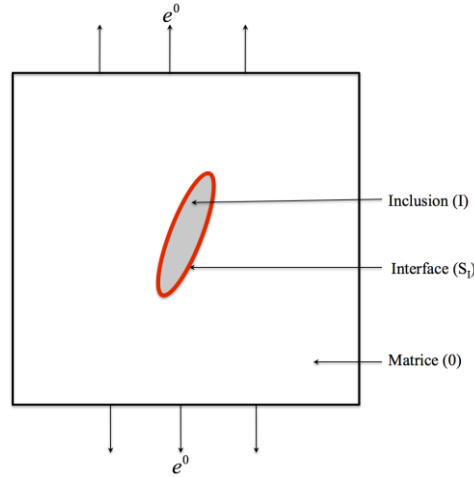


Figure 1. Topologie du problème d'inclusion ellipsoïdale avec une interface imparfaite

2. Equation intégrale

La technique est basée sur l'introduction d'une fonction de Green définie par:

$$k_{ij}^0 G_{,ij}(\mathbf{r} - \mathbf{r}') \frac{\partial^2 G(\mathbf{r} - \mathbf{r}')}{\partial x'_i \partial x'_j} + \delta(\mathbf{r} - \mathbf{r}') = 0 \quad (4)$$

$\delta(\mathbf{r})$ est la fonction de Dirac et G la fonction de Green associée au milieu de référence de conductivité \mathbf{k}^0 . L'approche consiste à exprimer l'intensité locale sous forme d'une équation intégrale (Bonfoh et al.[10]) :

$$e_m(\mathbf{r}) = e_m^0 + \int_{V_I} \frac{\partial^2 G(\mathbf{r} - \mathbf{r}')}{\partial x_m \partial x_i} \Delta k_{ij}^I e_j(\mathbf{r}) dV' + \int_{S_I} k_{ij}^0 \frac{\partial^2 G(\mathbf{r} - \mathbf{r}')}{\partial x_m \partial x_i} [T] n_j dS' \quad (5)$$

L'intensité locale $e(\mathbf{r})$ est difficile à déterminer. Néanmoins, la conductivité \mathbf{k} étant uniforme par phase, la valeur moyenne de $e(\mathbf{r})$ dans chaque phase peut être considérée. Ainsi dans l'inclusion, on obtient :

$$e_m^I = e_m^0 - S_{mi}^I h_{ij}^0 \Delta k_{jp}^I e_p^I + \frac{1}{V_I} \int_{V_I} \int_{S_I} k_{ij}^0 \frac{\partial^2 G(\mathbf{r} - \mathbf{r}')}{\partial x_m \partial x_i} [T] n_j dS' dV \quad (6)$$

où \mathbf{h}^0 est la résistivité thermique telle que : $h_{mp}^0 k_{pn}^0 = k_{mp}^0 h_{pn}^0 = \delta_{mn}$. Le tenseur d'Eshelby pour un point intérieur (à l'inclusion) S^I est uniforme et défini par:

$$S_{mn}^I = - \int_{V_I} \frac{\partial^2 G(\mathbf{r} - \mathbf{r}')}{\partial x_m \partial x_p} k_{pn}^0 dV \quad \text{pour } \mathbf{r}' \in V_I \quad (7)$$

La difficulté majeure réside dans l'évaluation analytique de la double intégrale de l'Eq.(6). Le théorème de la différentiation sous intégrale de (Jost, [15]) et le théorème de Fubini (Rao [16], Taylor [17]) autorisent de permuter les deux intégrales si et seulement si le volume ne présente pas de singularité. Dans l'Eq.(6), $\mathbf{r} \in V_I$ et $\mathbf{r}' \in S_I$ et en considérant \mathbf{r}' sur la face extérieure de l'interface (à l'extérieur de l'inclusion), nous pouvons éviter la singularité et l'Eq.(6) devient :

$$e_m^I = e_m^0 - S_{mi}^I h_{ij}^0 \Delta k_{jp}^I e_p^I - \frac{1}{V_I} \int_{S_I} \left(- \int_{V_I} \frac{\partial^2 G(\mathbf{r} - \mathbf{r}')}{\partial x_m \partial x_i} k_{ij}^0 dV \right) [T] n_j dS' \quad (8)$$

Puisque $\mathbf{r}' \notin V_I$, le tenseur d'Eshelby pour un point extérieur (à l'inclusion) S^E est défini par:

$$S_{mn}^E(\mathbf{r}') = - \int_{V_I} \frac{\partial^2 G(\mathbf{r} - \mathbf{r}')}{\partial x_m \partial x_p} k_{pn}^0 dV \quad \text{pour } \mathbf{r}' \notin V_I \quad (9)$$

Comme détaillé dans Bonfoh et al.[10], nous obtenons:

$$S_{mn}^E(\mathbf{r}) = S_{mn}^I - P_{mp}^0(\mathbf{n}) k_{pn}^0 \quad \text{avec } P_{mi}^0(\mathbf{n}) = (k_{pq}^0 n_p n_q)^{-1} n_m n_i \quad (10)$$

Eq.(6) devient:

$$e_m^I = e_m^0 - S_{mi}^I h_{ij}^0 \Delta k_{jp}^I e_p^I - (S_{mj}^I - \delta_{mj}) \frac{1}{V_I} \int_{S_I} [T] n_j(\mathbf{r}) dS \quad (11)$$

δ_{mj} est le symbole de Kronecker. En considérant le modèle de résistance interfaciale de Kapitza [18]:

$$[T] = -\alpha q_p(\mathbf{r}) n_p(\mathbf{r}) \quad (12)$$

α désigne la résistance thermique interfaciale de Kapitza [18]:

$$\frac{1}{V_I} \int_{S_I} [T] n_j(\mathbf{r}) dS = -\alpha \frac{1}{V_I} \int_{S_I} q_p(\mathbf{r}) n_p(\mathbf{r}) n_j(\mathbf{r}) dS \quad (13)$$

Le calcul de cette intégrale de surface est difficile car $\mathbf{q}(\mathbf{r})$ est en général non-uniforme dans l'inclusion V_I . Mais comme suggéré en élasticité par Qu [19], Yanase et Ju [20], et par Wang et al.[21] en piezo-electricité, nous proposons de remplacer $\mathbf{q}(\mathbf{r})$ par sa valeur moyenne dans l'inclusion telle que :

$$\frac{1}{V_I} \int_{S_I} [T] n_j(\mathbf{r}) dS = -\alpha q_p^I R_{pj} \quad (14)$$

Les détails du calcul analytique du tenseur \mathbf{R} sont présentés dans Bonfoh et al.[10]:

$$R_{pj} = \frac{1}{V_I} \int_{S_I} n_p n_j dS \quad (15)$$

Eq.(6) devient, en tenant compte de la loi de Fourier (Eq.1a):

$$e_m^I = e_m^0 - S_{mi}^I h_{ij}^0 \Delta k_{jp}^I e_p^I + \alpha (S_{mj}^I - \delta_{mj}) R_{jp} k_{pq}^I e_q^I \quad (16)$$

Il est alors possible de relier l'intensité moyenne e_m^I à celle du milieu de référence e_n^0 :

$$e_m^I = (\delta_{mn} + S_{mi}^I h_{ij}^0 \Delta k_{jn}^I - \alpha (S_{mj}^I - \delta_{mj}) R_{jp} k_{pn}^I)^{-1} e_n^0 = A_{mn}^{I/0} e_n^0 \quad (17)$$

3. Localisation de l'intensité thermique

La localisation Eq.(17) est valable quelles que soient l'anisotropie de la conductivité et la morphologie ellipsoïdale de l'inclusion. Des comparaisons pour des configurations particulières sont présentées.

a. Inclusion sphérique

En considérant des inclusions sphériques et une conductivité anisotrope par phase, Le Quang et al.[8] ont étudié la conductivité en présence d'une interface faiblement conductrice. Dans ce cas, l'Eq.(17) devient :

$$A_{pp}^{I/0} = \left(1 + S_{pp}^I h_{pp}^0 \Delta k_{pp}^I + 2 \frac{\alpha}{a} k_{pp}^I (1 - S_{pp}^I) \right)^{-1} \quad (18)$$

où a est le rayon de l'inclusion. Cette relation est identique à celle proposée par Le Quang et al.[8].

b. Inclusion sphéroïdale

Le problème de la conduction thermique dans un matériau présentant des interfaces faiblement conductrices a été étudié par Benveniste et Miloh [5] en considérant des inclusions sphéroïdales et une conductivité isotrope par phase.

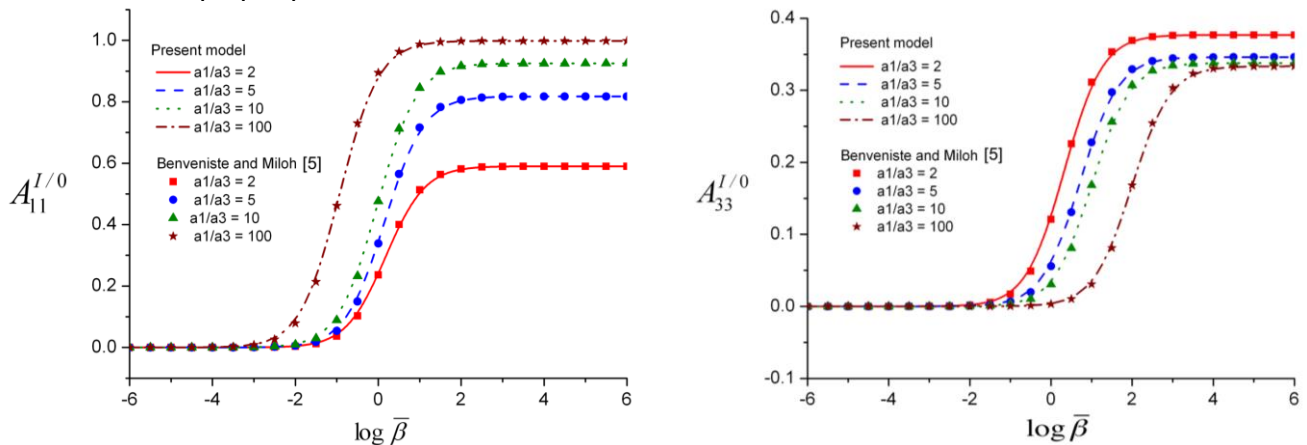


Figure 2. Inclusion prolata sphéroïdale en fonction de la conductance normalisée $\bar{\beta} = \sqrt{a_1^2 - a_3^2} / \alpha k^M$ et pour différents facteurs de forme a_1/a_3 avec $k^I = 5 k^M$

La figure 2 présente les composantes du tenseur de localisation pour une inclusion prolata sphéroïdale ($a_1 > a_2 = a_3$), où les a_i sont les demi-axes de l'ellipsoïde.

Quel que soit le facteur de forme a_1/a_3 de l'inclusion, la présente modélisation et celle de Benveniste et Miloh [5] prédisent des localisations identiques. Toutes les courbes sont caractérisées par 3 domaines.

- Pour de grandes valeurs de la résistance interfaciale α (faibles valeurs de $\bar{\beta} = \sqrt{a_1^2 - a_3^2}/\alpha k^M$) correspondant à une interface adiabatique, de très faibles valeurs de la localisation de l'intensité sont prédites dans l'inclusion.
- Pour des interfaces isothermiques ($\alpha \rightarrow 0$ et $\bar{\beta} \rightarrow \infty$), l'intensité prédite dans les 2 directions atteint un plateau correspondant à sa valeur maximale car la résistance interfaciale devient négligeable.
- Entre ces deux états, se trouve une zone de transition dans laquelle l'intensité dans l'inclusion augmente graduellement avec la conductance interfaciale $\bar{\beta}$.

Des résultats similaires ont été obtenus pour des inclusions oblates sphéroïdales, Bonfoh et al.[10].

La localisation de l'intensité dans l'inclusion permet ensuite la mise en œuvre d'un schéma d'homogénéisation pertinent pour prédire la conductivité thermique effective du matériau composite.

3. Conductivité effective

Le VER du matériau hétérogène est modélisé par une inclusion I noyée dans une matrice infinie M de conductivité thermique k^M . Lorsque le matériau est soumis à une intensité uniforme E à ses frontières, E ainsi que la densité de flux macroscopique Q sont reliées aux champs locaux par:

$$E_m = \frac{1}{V} \int_V e_m(\mathbf{r}) dV + \frac{1}{V} \int_S \alpha q_p(\mathbf{r}) n_p(\mathbf{r}) n_m(\mathbf{r}) dS \quad (19)$$

$$= f e_m^I + (1-f)e_m^M + \alpha f R_{mp} k_{pq}^I e_q^I$$

$$Q_m = \frac{1}{V} \int_V q_m(\mathbf{r}) dV = f q_m^I + (1-f)q_m^M \quad (20)$$

où f est la fraction volumique totale des inclusions. A l'échelle macroscopique, la loi de Fourier s'écrit:

$$Q_m = k_{mp}^{eff} E_p \quad (21)$$

k^{eff} désigne la conductivité effective du matériau macro-homogène. La localisation par rapport à l'intensité macroscopique E conduit à:

$$e_m^I = A_{mn}^I E_n \quad (22)$$

k^{eff} dépend alors de la localisation A^I et peut être estimée au travers de schémas d'homogénéisation:

$$k_{mn}^{eff} = k_{mn}^M + f (k_{mp}^I - k_{mp}^M - \alpha R_{mi} k_{ij}^I k_{jp}^M) A_{pn}^I \quad (23)$$

1. Schéma de Mori-Tanaka

Le schéma d'homogénéisation de Mori-Tanaka consiste à considérer la matrice (M) comme le milieu homogène de référence dans la formulation intégrale: $k^0 = k^M$ and $e^0 = e^M$. De l'Eq.(17) nous obtenons:

$$e_m^I = A_{mn}^{I/M} e_n^M \quad (24)$$

$A_{mn}^{I/M}$ est déduit de Eq.(17) en remplaçant k^0 par k^M . La vraie localisation A_{mn}^I (par rapport à l'intensité macroscopique E) s'obtient à partir des Eqs.(19) et (22):

$$A_{pp}^I = \frac{A_{pp}^{I/M}}{f (1 + \alpha R_{pp} k_{pp}^I) A_{pp}^{I/M} + (1-f)} \quad (25)$$

Finalement, la conductivité effective est déduite de l'Eq.(23).

2. Schéma autocohérent

Selon le schéma d'homogénéisation autocohérent, le milieu de référence correspond au milieu homogène équivalent dont on cherche à déterminer les propriétés: $k^0 = k^{eff}$ et $e^0 = E$. La localisation de l'intensité dans l'inclusion est déduite de Eq.(17) en remplaçant k^0 par k^{eff} et la conductivité effective k^{eff} exprimée par Eq.(23) est ensuite déterminée à travers un processus itératif.

3. Schéma différentiel

La procédure du schéma différentiel débute par un matériau composite constitué uniquement de la matrice. Ensuite à chaque étape, on ajoute un volume infinitésimal ΔV d'inclusions dans le matériau composite construit durant les étapes antérieures. La conductivité effective actualisée $\mathbf{k}^{eff} + \Delta\mathbf{k}^{eff}$ est reliée aux moyennes macroscopiques \mathbf{E} et \mathbf{Q} par :

$$\mathbf{Q}_m = (\mathbf{k}_{mp}^{eff} + \Delta\mathbf{k}_{mp}^{eff}) \mathbf{E}_p \quad (26)$$

La densité de flux macroscopique s'exprime:

$$\mathbf{Q}_m = \frac{1}{V} \mathbf{k}_{mp}^{eff} \int_{V-\Delta V} \mathbf{e}_p(\mathbf{r}) dV + \frac{1}{V} \mathbf{k}_{mp}^I \int_{\Delta V} \mathbf{e}_p(\mathbf{r}) dV \quad (27)$$

et l'intensité macroscopique:

$$\mathbf{E}_m = \frac{1}{V} \int_{V-\Delta V} \mathbf{e}_m(\mathbf{r}) dV + \frac{1}{V} \int_{\Delta V} \mathbf{e}_m(\mathbf{r}) dV + \frac{1}{V} \int_{S_I} [T] \mathbf{n}_m(\mathbf{r}) dS \quad (28)$$

En combinant les Eqs.(26) à (28), nous pouvons déduire l'incrément $\Delta\mathbf{k}_{mp}^{eff}$ (Norris [22]):

$$\Delta\mathbf{k}_{mn}^{eff} = \frac{\Delta f}{1-f} \left(\mathbf{k}_{mp}^I - \mathbf{k}_{mp}^{eff} - \alpha R_{mi} \mathbf{k}_{ij}^I \mathbf{k}_{jp}^{eff} \right) \mathbf{A}_{pn}^I \quad (29)$$

\mathbf{A}_{mn}^I peut être déterminé en considérant un schéma d'homogénéisation tel que Mori Tanaka ou autocohérent. Par passage à la limite, le taux de conductivité effective s'écrit:

$$\dot{\mathbf{k}}_{mn}^{eff} = \frac{\dot{f}}{1-f} \left(\mathbf{k}_{mp}^I - \mathbf{k}_{mp}^{eff} - \alpha R_{mi} \mathbf{k}_{ij}^I \mathbf{k}_{jp}^{eff} \right) \mathbf{A}_{pn}^I \quad (30)$$

La solution de l'équation différentielle Eq.(30) est obtenue en tenant compte de $\mathbf{k}^{eff}(f=0) = \mathbf{k}^M$.

4. Applications et comparaisons

1. Conductivité thermique anisotrope

Marcos-Gomez et al.[23] ont proposé une estimation par des calculs éléments finis de la conductivité effective d'un matériau composite constitué d'une matrice en cuivre ($k^M = 385 \text{ W/m.K}$) contenant des nano-fibres de carbone uniaxialement orientées avec une conductivité anisotrope : $k_{11}^I = 3000 \text{ W/m.K}$ et $k_{22}^I = k_{33}^I = 6 \text{ W/m.K}$. Les écarts observés sur la figure 3 sont inférieurs à 6% et peuvent être reliés à la taille du VER considéré pour les simulations par éléments finis. Par ailleurs, dans [23] les fibres ont un facteur de forme ($l/d = 5$) alors que les prédictions du modèle sont relatives à une inclusion prolate sphéroïdale de même rapport de forme.

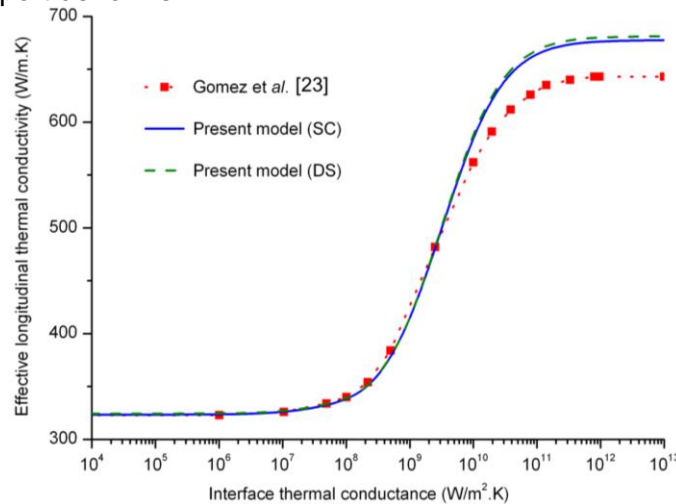


Figure 3. SC: Autocohérent, DS: schéma différentiel, éléments finis [23]: $a_1 = 5$ $a_2 = 5$ $a_3; f = 0.15$

2. Conductivité thermique isotrope par phase

a. Inclusion sphéroïdale

Benveniste et Miloh [5] ont étudié la conductivité thermique d'un matériau composite contenant des inclusions sphéroïdales et une interface faiblement conductrice. La conductivité effective a ensuite été estimée par un schéma de milieu dilué.

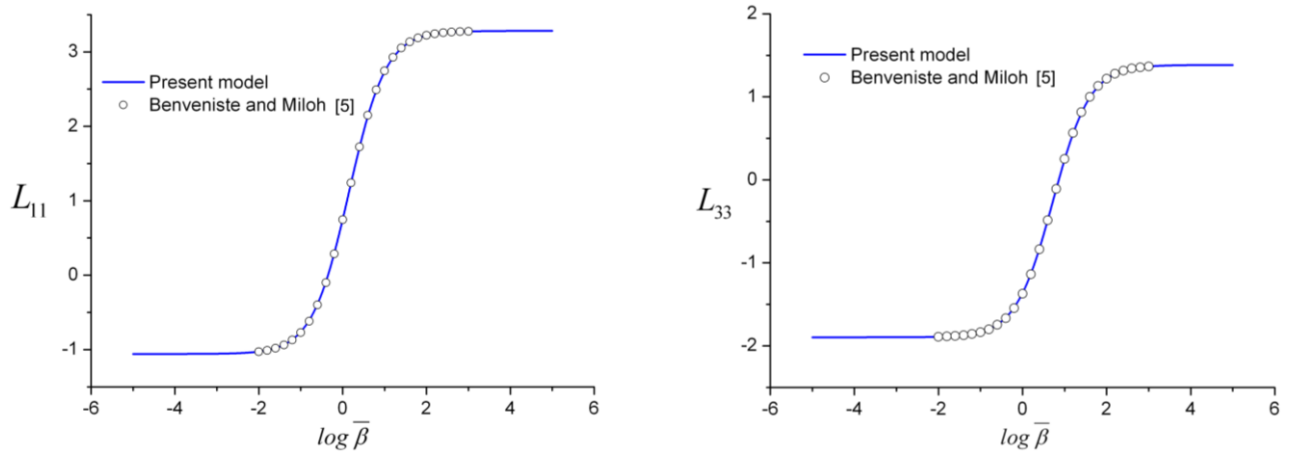


Figure 4. Approximation milieu dilué: $L_{pp} = (k_{pp}^{eff}/k^M - 1)/f$ pour une inclusion prolata spheroidale ($a_1 = 5 a_2 = 5 a_3$) en fonction de $\bar{\beta} = \sqrt{a_1^2 - a_3^2}/\alpha k^M$ et pour $k^I = 5 k^M$

Les predictions du modèle coincident avec ceux de Benveniste et Miloh [5]. Cette similitude est également observée pour une inclusion de forme oblate spheroidale (Bonfoh et al.[10]).

b. Inclusion sphérique

Dans le cas d'inclusions sphériques de rayon a dans une matrice isotrope, la localisation s'exprime :

$$A^{I/0} = \frac{3 k^0}{2 k^0 + k^I + 2 \bar{\alpha} k^I} \quad (31)$$

avec $\bar{\alpha} = \alpha k^M/a$. La conductivité effective est alors estimée au travers de schémas d'homogénéisation.

▪ Schéma de Mori-Tanaka

$$A^I = \frac{3 k^M}{((1-f) k^I + (2+f)k^M + (2+f)\bar{\alpha} k^I)} \quad (32)$$

$$k^{eff} = \frac{((1+2f) k^I + 2(1-f) k^M) + 2(1-f)\bar{\alpha} k^I}{(1-f) k^I + (2+f)k^M + (2+f)\bar{\alpha} k^I} k^M \quad (33)$$

▪ Schéma autocohérent

$$A^I = \frac{3 a k^{eff}}{a (k^I + 2 k^{eff}) + 2 \alpha k^I k^{eff}} \quad (34)$$

$$k^{eff} = \frac{a \left((2-3f) k^M k^{eff} + k^I (k^M + 3f k^{eff}) \right) + (2-3f)\alpha k^I k^M k^{eff}}{a (k^I + 2 k^{eff}) + 2 \alpha k^I k^{eff}} \quad (35)$$

▪ Schéma différentiel

$$\dot{k}^{eff} = \frac{\dot{f}}{1-f} \left(k^I - k^{eff} - \frac{\alpha}{a} k^I k^{eff} \right) \frac{3 a k^{eff}}{a (k^I + 2 k^{eff}) + 2 \alpha k^I k^{eff}} \quad (36)$$

Pour cette configuration de sphères isotropes dans une matrice isotrope, quel que soit le schéma d'homogénéisation, les résultats obtenus sont identiques à ceux présentés dans [5, 8].

5. Conclusion

L'étude propose une modélisation micromécanique de la conductivité effective d'un matériau composite en présence d'interfaces imparfaites. La formulation proposée permet d'exprimer de manière analytique la localisation de l'intensité dans l'inclusion. L'approche traite du cas général d'une morphologie ellipsoïdale des inclusions et d'une anisotropie de la conductivité thermique par phase. La conductivité effective est ensuite estimée au moyen de schémas d'homogénéisation. Pour le cas particulier d'une conductivité thermique isotrope par phase, les résultats obtenus coincident avec ceux de Benveniste et Miloh [5]. Dans le cas anisotrope, les comparaisons avec les résultats numériques de Marcos-Gomez et al.[23], ont montré la pertinence du modèle proposé à traiter le problème général dans la conductivité hétérogène avec une interface faiblement conductrice.

Les résultats permettent d'envisager la généralisation de la formulation proposée d'une part pour l'étude de la conductivité thermique en présence d'une interface hautement conductrice, se traduisant par une discontinuité de la densité de flux. D'autre part, l'approche développée se prête aussi à la modélisation d'autres phénomènes de transfert tels que la conductivité électrique ou magnétique.

6. Bibliographie

- [1] RAYLEIGH L. *On the influence of obstacles arranged in rectangular order upon the properties of the medium*. Philosophical Magazine, 1892, vol. 34, pp. 481-502.
- [2] MAXWELL J. C. *A Treatise on Electricity and Magnetism*, vol. 1, Clarendon Press, 1873
- [3] HASSELMAN D.P.H. JOHNSON L.F. *Effective Thermal Conductivity of Composites with Interfacial Thermal Barrier Resistance*. J. Composite Materials, 1987, vol. 21, pp. 508-515.
- [4] HASSELMAN D.P.H. DONALDSON J.R.T.Jr. *Effective thermal conductivity of uniaxial composite with cylindrically orthotropic carbon fibers and interfacial thermal barrier*. J. Composite Materials, 1993, vol. 27, n°6, p. 637.
- [5] BENVENISTE Y. MILOH T. *The effective conductivity of composites with imperfect thermal contact at constituent interfaces*. International Journal Engineering Sciences 1986, vol.24, pp.1537-1552.
- [6] BENVENISTE Y. *Effective conductivity of composites with imperfect a thermal contact resistance between the constituent*. Journal of Applied Physics 1987, vol.61, pp.2840-2843.
- [7] KUSHCH V.I. CHERNOBAI V.S. *Transverse conductivity and longitudinal shear of elliptic fiber composite with imperfect interface*. Int. Journal of Solids and Structures 2014, vol.51, pp.2529-2538.
- [8] LE QUANG H. HE Q.-C. BONNET G. *Eshelby's tensor fields and effective conductivity of composites made of anisotropic phases with Kapitza's interface thermal resistance*. Philosophical Magazine 2011, vol.91, pp.3358.
- [9] LE QUANG H. PHAM D.C. BONNET G. HE Q.-C. *Estimations of the effective conductivity of anisotropic multiphase composites with imperfect interfaces*. Int. J. Heat Mass Transfer 2013, vol.58, pp.175-187.
- [10] BONFOH N. DREISTADT C. SABAR H. *Micromechanical modeling of the anisotropic thermal conductivity of ellipsoidal inclusion-reinforced composite materials with weakly conducting interfaces*. Int. J. Heat Mass Transfer 2017, vol.108, pp.1727-1739.
- [11] LIPTON R. VERNESCU B. *Composites with imperfect interface*. Proc. Phys. Soc. 1996, vol.A452, pp.329-358.
- [12] LIPTON R. VERNESCU B. *Critical radius, size effects and inverse problems for composites with imperfect interface*. J. Applied. Phys. 1996, vol.79, pp.8964-8966.
- [13] CHENG H. TORQUATO S. *Effective conductivity of periodic arrays of spheres with interfacial resistance*. Proc. Roy. Soc. London. 1997, vol.A453, pp.145-161.
- [14] TORQUATO S. RINTOUL M. *Effects of the interface on the properties of composite media*. Phys. Rev. Lett. 1995, vol.75, pp.4067-4070.
- [15] JOST J. *Postmodern Analysis*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 3 Edition, 2005 ISSN: 0172-5939
- [16] RAO M.M. *Measures theory and integration*. Second Edition, CRC Press, 2004.
- [17] TAYLOR A. E. *General theory of functions and integration*. Dover Publications, 2010.
- [18] Kapitza P. L. *The study of heat transfer in helium II*, J. Phys. (USSR) 4. pp 181–210, 1941
- [19] QU J. *The effect of slightly weakened interfaces on the overall elastic properties of composite materials*. Mechanics of Materials 1993, vol.14, pp. 269–281.
- [20] YANASE K. JU J.W. *Effective elastic moduli of spherical particle reinforced composites containing imperfect interfaces*. International Journal of Damage Mechanics 2012, vol.21, pp. 97–127.
- [21] WANG Z. ZHU J. CHEN W.Q. JIN X.Y. ZHANG C.Z. *Modified Eshelby tensor for an ellipsoidal inclusion imperfectly embedded in an infinite piezoelectric medium*. Mechanics of Materials 2014, vol.74, pp.56–66
- [22] NORRIS A. N. *A differential scheme for the effective moduli of composites*, Mechanics of Materials 1985, vol.4, pp.1-16.
- [23] MARCOS-GÓMEZ D. CHING-LLOYD J. ELIZALDE M.R. CLEGG W.J., MOLINA-ALDAREGUIA J.M. *Predicting the thermal conductivity of composite materials with imperfect interfaces*, Composites Science and Technology 2010, vol.70, pp.2276–2283.

"Etude du Comportement des Plaques de Verre à Gradient Thermique à l'aide d'une Nouvelle Théorie Raffinée."

" Ali Bouchafa "1,

"M.B.Bouiadjra "1

" M.S.A.Houari "1

" TOUNSI Abdelouahed "2

¹ "Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbes, Laboratoire des Structures et Matériaux Avancés dans le Génie Civil et Travaux Publics(LSMAGCTP) ,Sidi Bel Abbés, Algérie, E-mail : bouchafa2006@yahoo.fr "

² "Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbes, Laboratoire des Matériaux & Hydrologie, 89 Cité Ben M'hidi 22000 Sidi Bel Abbés, Algérie "

Résumé :

" Une nouvelle théorie raffinée de déformation cisaillement hyperbolique (RHSdT), est présentée pour l'analyse de la flexion des plaques sandwich fonctionnellement graduées FGM, et soumise aussi à un chargement thermique. Contrairement à toute autre théorie, le nombre de fonctions inconnues impliqués dans le calcul est seulement quatre au lieu de cinq dans les d'autres théories de déformation de cisaillement. On peut dire que la théorie proposée est précise et simple pour résoudre le comportement thermomécanique de la flexion des plaques FGM."

MOTS CLES :

Plaque sandwich, FGM, Théorie hyperbolique, Flexion thermomécanique.

1. Introduction

Les matériaux fonctionnellement gradués (FGM) sont des composites spéciaux dont les propriétés varient de façon continue grâce à leur épaisseur. Les FGM sont habituellement faits de mélange de céramique et de métal et peuvent donc résister à des environnements de haute température tout en maintenant leur ténacité.

La technologie de la FGM était celle des matériaux de fabrication originale proposée au Japon en 1984 par Sendai Groupe. Ils sont utilisés dans des applications très différentes, telles que les cuves de réacteur, les appareils de l'énergie de fusion, les secteurs biomédicaux, les avions, les véhicules spatiaux, les industries de la défense et d'autres ouvrages d'art. En effet, le comportement mécanique des éléments de structure avec les FGM est d'une importance considérable dans les domaines à la fois de recherche et d'industrie [1-6] et [9-10]

2. Formulation du problème

Prenons le cas d'une épaisseur uniforme, une plaque rectangulaire FGM sandwich composée de trois couches hétérogènes comme indiqué dans la figure. 1.

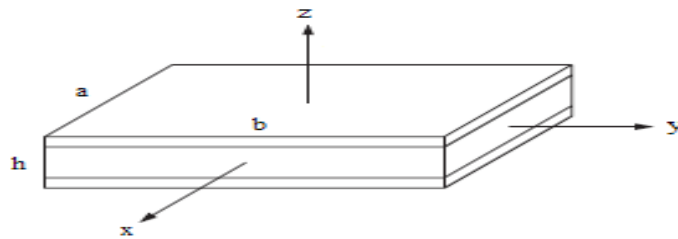


Figure 1. Géométrie d'une plaque rectangulaire en FGM sandwich avec une épaisseur uniforme dans le système de coordonnées cartésiennes

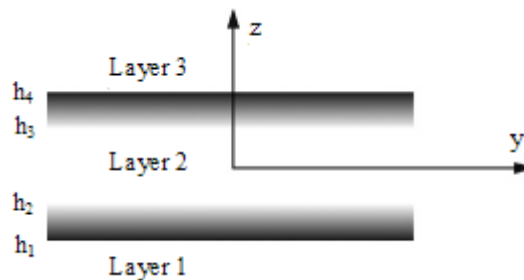


Figure 2. Variation à travers l'épaisseur des caractéristiques.

La plaque sandwich est composée de trois couches élastiques, à savoir, "couche 1", "couche 2" et "couche 3" de bas en haut de la plaque (Fig. 2).

$$V^{(1)} = \left(\frac{z - h_1}{h_2 - h_1} \right)^k, \quad z \in [h_1, h_2] \quad (1a)$$

$$V^{(2)} = 1, \quad z \in [h_2, h_3] \quad (1b)$$

$$V^{(3)} = \left(\frac{z - h_4}{h_3 - h_4} \right)^k, \quad z \in [h_3, h_4] \quad (1c)$$

Où $V^{(n)}$, ($n = 1, 2, 3$) désigne la fonction de la fraction volumique de la couche, et (k) est l'indice de fraction volumique, qui indique le profil de variation à travers l'épaisseur du matériau.

Les propriétés mécaniques efficaces, comme le module de Young, coefficient de Poisson, et le coefficient de dilatation thermique, peuvent être exprimés par la loi de mélange (Marur, 1999), comme suit :

$$P^{(n)}(z) = P_2 + (P_1 - P_2)V^{(n)} \quad (2)$$

Où $P^{(n)}$ est la propriété effective du matériau FGM de la couche n . P_2 et P_1 désigne la propriété des faces inférieure et supérieure de la couche 1 ($h_1 \leq z \leq h_2$), respectivement, et vice versa pour la couche 3 ($h_3 \leq z \leq h_4$) en fonction de la fraction volumique $V^{(n)}$ ($n = 1, 2, 3$).

1. Cinématique et équations constitutives

Sur la base des hypothèses formulées dans la section précédente, le champ de déplacement peut être obtenu en utilisant les équations :

$$\begin{aligned} u(x, y, z) &= u_0(x, y) - z \frac{\partial w_b}{\partial x} - f(z) \frac{\partial w_s}{\partial x} \\ v(x, y, z) &= v_0(x, y) - z \frac{\partial w_b}{\partial y} - f(z) \frac{\partial w_s}{\partial y} \end{aligned} \quad (3a)$$

$$w(x, y, z) = w_b(x, y) + w_s(x, y)$$

$$f(z) = \frac{(h/\pi) \sinh\left(\frac{\pi}{h} z\right) - z}{[\cosh(\pi/2) - 1]} \quad (3b)$$

Où ;

Pour des plaques FGM élastiques et isotropes, les relations constitutives peuvent être écrites comme suit :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix}^{(n)} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix}^{(n)} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x - \alpha T \\ \varepsilon_y - \alpha T \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix}^{(n)} \quad \text{et} \quad \begin{Bmatrix} \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \end{Bmatrix}^{(n)} = \begin{bmatrix} Q_{44} & 0 \\ 0 & Q_{55} \end{bmatrix}^{(n)} \begin{Bmatrix} \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \end{Bmatrix}^{(n)} \quad (4)$$

où ($\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{xz}$) et ($\varepsilon_x, \varepsilon_y, \gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{xz}$) sont les composantes des contraintes et des déformations, respectivement. En utilisant les propriétés matérielles définies dans l'équation (2), les coefficients de rigidité, peuvent être exprimées comme;

$$Q_{11} = Q_{22} = \frac{E(z)}{1 - \nu^2}, \quad (5a)$$

$$Q_{12} = \frac{\nu E(z)}{1 - \nu^2}, \quad (5b)$$

$$Q_{44} = Q_{55} = Q_{66} = \frac{E(z)}{2(1 + \nu)}, \quad (5c)$$

2. Equations régissantes

Les équations régissantes l'équilibre, peuvent être obtenues en utilisant le principe des déplacements virtuels. Le principe du travail virtuel dans le cas présent est ;

$$\int_{-h/2}^{h/2} \int_{\Omega} [\sigma_x \delta \varepsilon_x + \sigma_y \delta \varepsilon_y + \tau_{xy} \delta \gamma_{xy} + \tau_{yz} \delta \gamma_{yz} + \tau_{xz} \delta \gamma_{xz}] d\Omega dz = 0 \quad (6)$$

Où Ω est la surface supérieure. On intégration à travers l'épaisseur de la plaque, l'équation (6) peut être réécrite sous la forme :

$$\begin{aligned}
\delta u : \quad & \frac{\partial N_x}{\partial x} + \frac{\partial N_{xy}}{\partial y} = 0 \\
\delta v : \quad & \frac{\partial N_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial N_y}{\partial y} = 0 \\
\delta w_b : \quad & \frac{\partial^2 M_x^b}{\partial x^2} + 2 \frac{\partial^2 M_{xy}^b}{\partial x \partial y} + \frac{\partial^2 M_y^b}{\partial y^2} = 0 \\
\delta w_s : \quad & \frac{\partial^2 M_x^s}{\partial x^2} + 2 \frac{\partial^2 M_{xy}^s}{\partial x \partial y} + \frac{\partial^2 M_y^s}{\partial y^2} + \frac{\partial S_{xz}^s}{\partial x} + \frac{\partial S_{yz}^s}{\partial y} = 0
\end{aligned} \tag{7}$$

La variation du champ de température à travers l'épaisseur est supposée être

$$T(x, y, z) = T_1(x, y) + \frac{z}{h} T_2(x, y) + \frac{\Psi(z)}{h} T_3(x, y), \tag{8}$$

Où T_1 , T_2 et T_3 sont des charges thermiques. Dans le cas de la présente théorie (NTSDT),

$$\Psi(z) = \frac{\cosh(\pi/2)}{[\cosh(\pi/2)-1]} z - \frac{(h/\pi) \sinh\left(\frac{\pi}{h} z\right)}{[\cosh(\pi/2)-1]}$$

3. Solution exacte pour une plaque FGM Sandwich simplement appuyée

Les plaques rectangulaires sont généralement graduées en fonction du type de l'appui utilisé. Nous sommes concernés ici par la solution exacte des équations. (7) pour une plaque FGM simplement appuyée. Les conditions aux limites suivantes sont imposées au niveau des bords latéraux pour la RHSDT:

$$v_0 = w_b = w_s = \frac{\partial w_s}{\partial y} = N_x = M_x^b = M_x^s = 0 \quad \text{at } x = -a/2, a/2 \tag{9-a}$$

$$u_0 = w_b = w_s = \frac{\partial w_s}{\partial x} = N_y = M_y^b = M_y^s = 0 \quad \text{at } y = -b/2, b/2 \tag{9-a}$$

Pour résoudre ce problème, Navier a présenté les charges de température transversales T_1 , T_2 , et T_3 sous la forme d'une double série trigonométrique comme suit :

$$\begin{Bmatrix} T_1 \\ T_2 \\ T_3 \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \bar{T}_1 \\ \bar{T}_2 \\ \bar{T}_3 \end{Bmatrix} \sin(\lambda x) \sin(\mu y) \tag{10}$$

Où $\lambda = \pi/a$, $\mu = \pi/b$, \bar{T}_1 , \bar{T}_2 et \bar{T}_3 sont constants.

En suivant la procédure de solution de Navier, on suppose la forme de solution suivante pour u_0 , v_0 , w_b et w_s qui satisfait les conditions aux limites

$$\begin{Bmatrix} u_0 \\ v_0 \\ w_b \\ w_s \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} U \cos(\lambda x) \sin(\mu y) \\ V \sin(\lambda x) \cos(\mu y) \\ W_b \sin(\lambda x) \sin(\mu y) \\ W_s \sin(\lambda x) \sin(\mu y) \end{Bmatrix}, \tag{11}$$

Où U, V, W_b et W_s sont des paramètres arbitraires à déterminer, soumis à la condition que la solution de l'équation (9) satisfait les équations régissant (7). On obtient l'équation de l'opérateur suivant :

$$[K]\{\Delta\} = \{P\},$$

Où $\{\Delta\} = \{U, V, W_b, W_s\}^t$ et $[K]$ est la matrice symétrique donnée par;

$$[K] = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} & a_{14} \\ a_{12} & a_{22} & a_{23} & a_{24} \\ a_{13} & a_{23} & a_{33} & a_{34} \\ a_{14} & a_{24} & a_{34} & a_{44} \end{bmatrix}, \quad (12)$$

4. Résultats numériques et discussion

L'analyse thermo-élastique de flexion est effectuée pour une combinaison de métal et de céramique. L'ensemble des matériaux choisis est en Titane et en Zirconium. Par souci de simplicité, le coefficient de Poisson des deux matériaux retient la même valeur. Les valeurs typiques de métal et de céramique utilisés dans la plaque en sandwich FG sont énumérées dans le tableau 1. Pour illustrer l'analyse thermique structurale précédente dans une variété de problèmes est considérée. Par souci de brièveté, seule une répartition linéaire (à travers l'épaisseur) de la température $T = \bar{z}T_2$; la variation non linéaire (à travers l'épaisseur) $T = \bar{\Psi}(\mathbf{z})T_3$; et une combinaison des deux $T = \bar{z}T_2 + \bar{\Psi}(\mathbf{z})T_3$ sont considérées. Il est noter, dans la littérature, les problèmes des contraintes thermiques sont traités dans une distribution de température de l'état d'équilibre qui est linéaire par rapport à la direction de l'épaisseur. Différentes grandeurs adimensionnelle sont utilisées pour le chargement pur de température:

- Flèche centrale
$$\bar{w} = \frac{h}{\alpha_0 \bar{T}_2 a^2} w\left(\frac{a}{2}, \frac{b}{2}\right),$$
- Contrainte axiale
$$\bar{\sigma}_x = \frac{h^2}{\alpha_0 \bar{T}_2 E_0 a^2} \sigma_x\left(\frac{a}{2}, \frac{b}{2}, \frac{h}{2}\right),$$
- Contrainte de cisaillement
$$\bar{\tau}_{xz} = \frac{10h}{\alpha_0 \bar{T}_2 E_0 a} \tau_{xz}\left(0, \frac{b}{2}, 0\right).$$

Où les valeurs de référence sont pries comme: $E_0 = 1$ GPa et $\alpha_0 = 10^{-6}$ /K. Des résultats sont illustrés dans les figures. 3 et 4 en utilisant cette nouvelle théorie raffinée (RHSDT). On suppose, sauf indication contraire, que $a/h = 10$, $a/b = 1$, $\bar{T}_1 = 0$ et $\bar{T}_2 = 100$. Le facteur de correction de cisaillement de la FSDPT est fixé à $K = 5/6$. (Voir tableau 1)

Propriétés	Metal: Ti-6Al-4V	Céramique: ZrO2
E (GPa)	66.2	117.0
ν	1/3	1/3
α (10 ⁻⁶ /K)	10.3	7.11

Tableau 1 Propriétés des matériaux utilisés pour une plaque FGM sandwich.

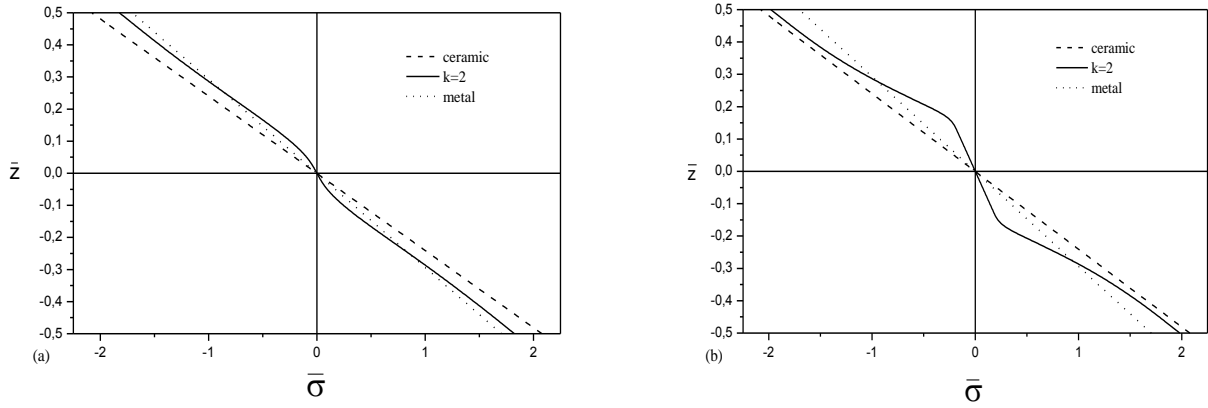


Figure 3. Variation de la contrainte normale à travers l'épaisseur de la plaque sandwich.

La figure 3 ,contient l'allure de la contrainte axiale à travers l'épaisseur des plaques FGM sandwich. Les contraintes de traction sont au-dessous du plan médian et les contraintes de la compression. Les résultats montrent une variation non linéaire de la contrainte axiale à travers l'épaisseur de la plaque pour $k=2$. Tous les types de plaque FGM donnent la compression maximale (minimale à la traction) de la contrainte dans la surface supérieure (inférieure) de la couche de base (ce sont les surfaces riches en céramique).

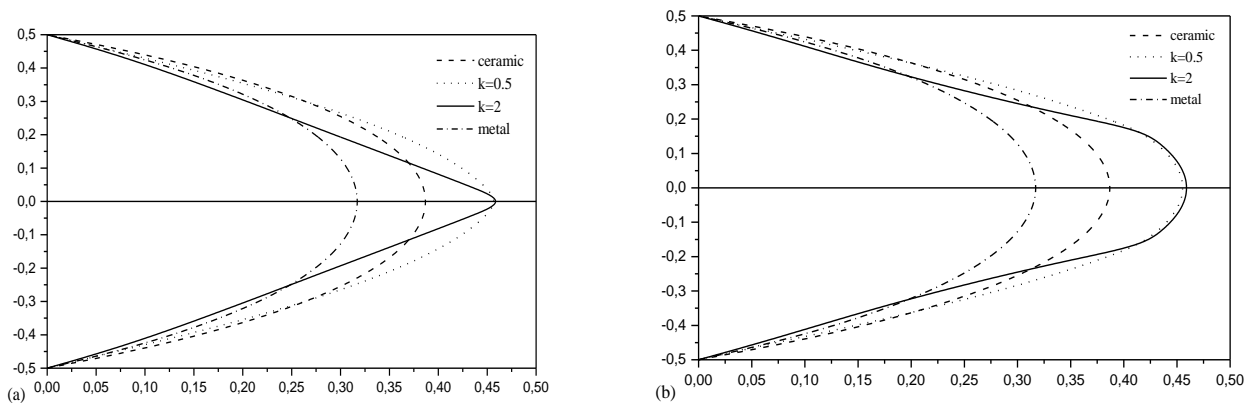


Figure 4. Variation de la contrainte transversale à travers l'épaisseur de la plaque sandwich.

Dans la Figure. 4, nous avons illustré à travers l'épaisseur, les distributions de la contrainte de cisaillement transversale. La valeur maximale se produit à un point sur le plan médian de la plaque et son amplitude pour la plaque FGM est entre celui des plaques homogènes (plaques de céramique et de métal), sauf pour la plaque FGM (1-0-1).

5. Conclusion

La réponse thermo-élastique de flexion des plaques sandwich FGM est étudiée en utilisant une nouvelle théorie de déformation de cisaillement hyperbolique raffinée (RHSDT). Le nombre de variables primaires dans cette théorie est même inférieur à celle des premières théories d'ordre supérieur de la plaque de déformation de cisaillement.

La théorie donne une distribution parabolique des contraintes transversales de cisaillement, traction et satisfait les conditions aux limites sur les surfaces de la plaque sans l'aide de facteurs de correction de cisaillement. Toutes les études comparatives ont démontré que les flèches et les contraintes thermiques obtenues en utilisant la théorie actuelle raffinée (avec quatre inconnues) et d'autres théories de déformation d'ordre supérieur de cisaillement (cinq inconnues) sont presque identiques.

Par conséquent, on peut dire que la théorie proposée (RHSDT) est précise et simple pour résoudre le problème de flexion thermo-élastique des plaques. La formulation se prête particulièrement bien à la simulation d'éléments finis et aussi d'autres méthodes numériques utilisant le calcul symbolique pour les problèmes de flexion des plaques, qui seront examinées dans un proche avenir.

6. Références

- [1] Ait Yahia, S., Ait Atmane, H., Houari, M.S.A., Tounsi, A. (2014), "Wave propagation in functionally graded plates with porosities using various higher-order shear deformation plate theories", *Structural Engineering and Mechanics*, Accepted.
- [2] Bessaim, A., Houari, M.S.A., Tounsi, A., Mahmoud, S.R., Adda Bedia, E.A. (2013), "A new higher-order shear and normal deformation theory for the static and free vibration analysis of sandwich plates with functionally graded isotropic face sheets", *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 15(6), 671 – 703.
- [3] Bourada, M., Tounsi, A., Houari, M.S.A., Adda Bedia, E.A. (2012), "A new four-variable refined plate theory for thermal buckling analysis of functionally graded sandwich plates", *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 14, 5 - 33.
- [4] Bousahla, A.A., Houari, M.S.A., Tounsi, A., Adda Bedia, E.A., (2014), "A novel higher order shear and normal deformation theory based on neutral surface position for bending analysis of advanced composite plates", *International Journal of Computational Methods*, 11(6), 1350082.
- [5] Chakraverty, S., Pradhan, K.K. (2014), "Free vibration of exponential functionally graded rectangular plates in thermal environment with general boundary conditions", *Aerosp. Sci. Technol.*, 36, 132-156.
- [6] Jha, D.K., Kant, T., Singh, R.K. (2013), "A critical review of recent research on functionally graded plates", *Compos. Struct.*, 96, 833 – 849.
- [7] Curiel Sosa, J.L., Anwar Bég, O. and Liebana Murillo, J.M. (2013), "Finite element analysis of structural instability using a switching implicit-explicit technique", *Int. J. Comp. Method. Eng. Sci. Mech.*, 14(5), 452-464.
- [8] Curiel Sosa, J.L., Munoz, J.J., Pinho, S.T. and Anwar Bég, O. (2012), "(XFEM) Simulation of damage in laminates", *Applied Sciences and Engineering (ECCOMAS 2012)*, (J. Eberhardsteiner et al. Eds.), Vienna, Austria, September.
- [9] Lu, C.F., Lim, C.W., Chen, W.Q. (2009), "Semi-analytical analysis for multi-directional functionally graded plates: 3-d elasticity solutions". *Int. J. Numer. Meth. Eng.*, 79(1), 25-44.
- [10] Talha, M., Singh, B.N. (2010), "Static response and free vibration analysis of FGM plates using higher order shear deformation theory", *Appl. Math. Model.*, 34(12), 3991–4011.
- [11] Wen, P.H., Sladek, J., Sladek, V. (2011), "Three-dimensional analysis of functionally graded plates". *Int. J. Numer. Meth. Eng.*, 87(10), 923-942.
- [12] Rashidi, M.M., Shooshtari, A. and Anwar Bég, O. (2012), "Homotopy perturbation study of nonlinear vibration of Von Kármán rectangular plates", *Comput. Struct.*, 106/107, 46-55.

Comportement au feu des tubes composites à enroulement filamentaire sous pression interne

"Sonia Braiek"^{1,2},
"Ated Ben Khalifa"¹,
"Redouane Zitoune"²,
"Mondher Zidi"¹,
"Mehdi Salem"²

¹ENIM, Laboratoire de Génie Mécanique (LGM), Tunisia, soniabraiek1@gmail.com

¹ENIM, Laboratoire de Génie Mécanique (LGM), Tunisia, ated_bkh@yahoo.fr

²INSA, UPS, Mines Albi, ISAE, Institut Clement Ader, France, redouane.zitoune@iut-tlse3.fr

²INSA, UPS, Mines Albi, ISAE, Institut Clement Ader, France, mehdi.salem@mines-albi.fr

Résumé

Dans ce papier, une étude expérimentale du comportement au feu des tubes composites sous pression interne est présentée. Pour cela, un dispositif a été conçu et mis en place pour la réalisation des essais. A partir de ces essais, il s'est avéré que la résine a été dégradée sous l'effet de la chaleur avec la formation des résidus carbonisés (char). Dans le but de tester leur comportement en pression après avoir été exposés à une source de chaleur avec une température de 1000 °C, les tubes sont chargés à leur pression nominale de l'ordre de 10 bar. Les résultats de ces essais montrent qu'aucune fuite n'a été détectée au niveau de la surface de tube. Enfin et pour mieux comprendre les mécanismes d'endommagement résultant de l'essai de perte au feu, des observations par microscopie électronique à balayage ont été réalisées. Ces observations montrent que les mécanismes d'endommagement qui apparaissent lors de la dégradation thermique sont principalement le délaminage et la fissuration matricielle.

1. Introduction

Les tubes composites obtenus par le procédé d'enroulement filamentaire sont devenus de plus en plus utilisés pour différentes applications industrielles (tuyauteries sous pression, transport de liquide...) en raison de leur bonne résistance à la corrosion, leur légèreté ainsi que leur haute résistance mécanique [1,2]. Les tubes composites à base de résine organique renforcée par des fibres de verre sont largement utilisés dans le domaine de construction navale et dans les plates formes pétrolières. Cette utilisation accrue s'explique principalement, par le fait qu'ils présentent un bon compromis performance/coût. Malgré les nombreux avantages de ces matériaux composites, leur comportement face aux incendies est l'un des principaux facteurs qui limite leurs utilisations.

Une revue de la littérature révèle que certaines études ont été menées pour étudier le comportement au feu des matériaux composites. G.T Egglestone et al [3] se sont intéressés à l'étude des caractéristiques d'inflammation et de combustion des composites à base de fibre de verre et différents types de résines à savoir le Polyester, le Polyester avec ignifuges, le Vinylester 411, le Vinylester 440 et le Phénolique. D'après ces essais, il a été constaté que le temps d'inflammation de ces échantillons indépendamment de la matrice diminue avec l'augmentation de flux de chaleur. A.P. Mouritz et al [4] ont étudié les mécanismes d'endommagement du matériau composite verre/Polyester à posteriori de l'essai de résistance au feu. Suite à leur étude, les auteurs ont constaté que le matériau composite brûlé est constitué de 3 régions à savoir le résidu carbonisé, la région thermiquement dégradée et le matériau vierge.

Dans la présente étude, le comportement au feu des tubes composites sous pression soumis à une source de chaleur a été investigué. Le matériau d'étude ainsi que les différents protocoles expérimentaux dédiés à la réalisation des essais de résistance au feu sont présentés. Ensuite, les résultats des analyses thermiques et thermogravimétriques effectués sont détaillés

Cette étude est accomplie par des observations microscopiques dans le dessein d'identifier les mécanismes d'endommagement résultant de la soumission d'un tube à un flux de chaleur.

2. Protocole expérimental

1. Matériau d'étude

Des tubes composites verre/ Vinylester 411 obtenus par le procédé d'enroulement filamentaire à un angle de $\pm 55^\circ$ ont été utilisés comme éprouvettes d'essai pour la réalisation des essais de résistance au feu (figure 1). Ces tubes de diamètre intérieur de 80 mm et d'une longueur de 1500 mm, sont formés par la superposition de deux types de couches: une couche anti-corrosion (AC) et une couche de résistance mécanique (RM). Chaque couche a une épaisseur de 2.5 mm. Ces tubes sont assemblés à des collets à hybrides fixes moyennant des joints de soudure afin de garantir l'étanchéité entre le tube et le collet.

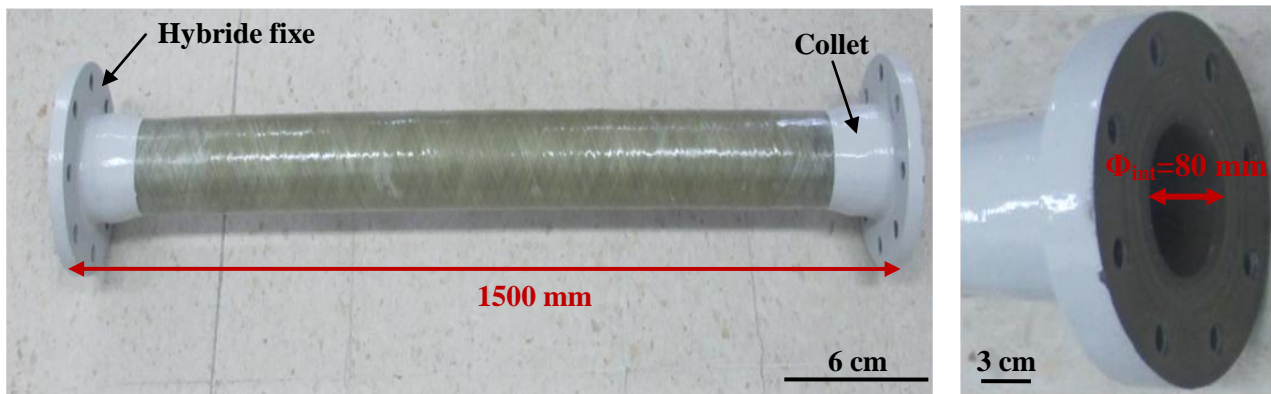


Figure 1 . Tube composite à base d'une résine Vinylester 411/ fibre de verre

2. Essai de résistance au feu

Dans le but d'examiner la tenue au feu des tubes composites à enroulement filamenteux, des essais de résistance au feu ont été menés conformément à la résolution OMI A753 nommée "Méthode d'essai pour déterminer la résistance au feu des tuyautages en matière plastique remplis d'eau". De ce fait, un dispositif a été conçu et mis en place pour la conduite de ces essais (figure 2).

L'essai de résistance au feu consiste à exposer les tubes remplis d'eau, placés horizontalement sur le dispositif conçu, à un flux de chaleur afin de tester leur aptitude à résister au feu pendant une durée de 30 minutes. Le tube a été relié à une pompe afin d'augmenter sa pression interne. Les brûleurs sont connectés à deux bouteilles de gaz. Une soupape de sécurité a été utilisée pour maintenir la pression dans le tube à $3 \pm 0.5 \text{ bar}$ durant l'essai. La température de la flamme, du tube ainsi que celle de l'eau sont mesurés grâce à des thermocouples de type K. Pour le bon déroulement de l'essai, la norme exige que:

- La température initiale de l'eau dans le tube ne doit pas être inférieure à 15°C.
- Le tube doit être complètement rempli d'eau pour éviter la présence de l'air.
- L'essai doit être effectué dans un endroit abrité pour que les résultats ne se modifient pas par les courants d'air.

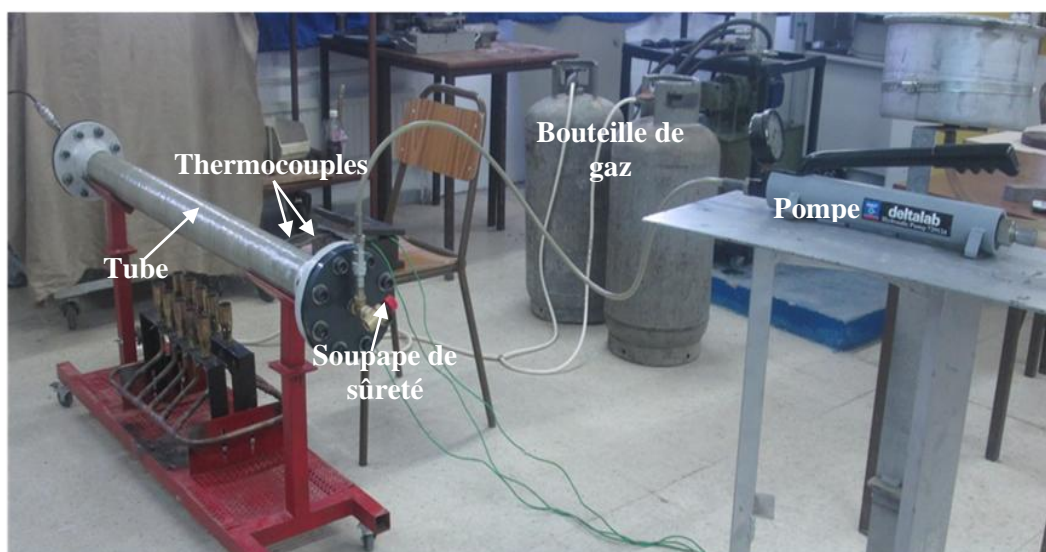


Figure 2. Essai hydrostatique réalisé après l'essai de résistance au feu

3. Essai hydrostatique

A l'issue de l'essai de résistance au feu, le tube a été soumis à sa pression nominale (10 bars). Cet essai a été réalisé en vue de tester la capacité du tube à contenir le fluide à posteriori de l'exposition à un flux de chaleur. Pour ce faire, une pression de 10 bars a été appliquée dans le tube après son refroidissement. Suivant les instructions de la norme OMI, cette pression a été maintenue pendant 15 minutes.

4. Analyse thermique et thermogravimétrie

En vue de déterminer la température de transition vitreuse ainsi que celle de la décomposition de la résine, une analyse thermique a été menée à l'aide d'un Calorimètre différentiel à balayage (DSC). Les mesures ont été effectuées à des températures entre 0°C et 430 °C, à une vitesse de 5°C/min.

De plus et dans le but de mesurer la perte de la masse de l'échantillon en fonction de la température, une analyse thermogravimétrique a été réalisée par un appareil de mesure d'analyse thermique DSC-TGA de la marque TA instruments. Les mesures ont été effectuées à des températures entre 0°C et 450°C à une vitesse de 5°C/min.

5. Identification des mécanismes d'endommagement

En vue d'identifier les mécanismes d'endommagement des tubes composites soumis à un flux de chaleur pendant une durée de 30 minutes, des observations micrographiques ont été effectuées après les essais de résistance au feu. Un Microscope Electronique à Balayage (MEB) de haute résolution, couplé à une caméra optique, de type NOVANANOSEM450 a été utilisé.

2. Résultats

1. Essai de résistance au feu

Rappelons ici que l'essai de résistance au feu réalisé, consiste à faire exposer les tubes composites remplis d'eau, à un flux de chaleur pendant une durée de temps fixée à 30 minutes. Ces tubes sont soumis à une pression de 3 bars.

Suite à l'application d'une source de chaleur (mélange propane+butane), le tube commence à s'échauffer à cause de l'augmentation de la température (figure 3-a). Ensuite, il apparaît que la résine de la face exposée directement au feu commence à être consommée avec la formation d'un résidu carbonisé (char). Ceci est expliqué par le fait que la température du tube a atteint la température de décomposition du matériau. Ce phénomène a été accompagné par l'émission de fumée. Par la suite, nous remarquons que la flamme s'accroît (figure 3-b). Ceci est attribué à la vitesse de dégagement du gaz. En effet, cette vitesse est devenue suffisante pour que le gaz dégagé et l'air soient inflammables. Il convient de mentionner que tant que la quantité d'énergie transférée au matériau est suffisante, le phénomène de combustion est maintenu, entraînant la libération des gaz combustibles.

Après une durée de 5 minutes, la flamme s'affaiblit (figure 3-c). Cet affaiblissement est notamment justifié par la formation du char. En effet, le char agit comme une barrière pour retarder le transfert

thermique entre la surface du matériau exposée directement au feu et le matériau vierge. Par conséquent, le taux de pyrolyse diminue.

A posteriori de l'essai, il s'est avéré que les fibres de verre demeurent intactes (figure 4-d) vu que leurs température de décomposition n'est pas encore atteinte.

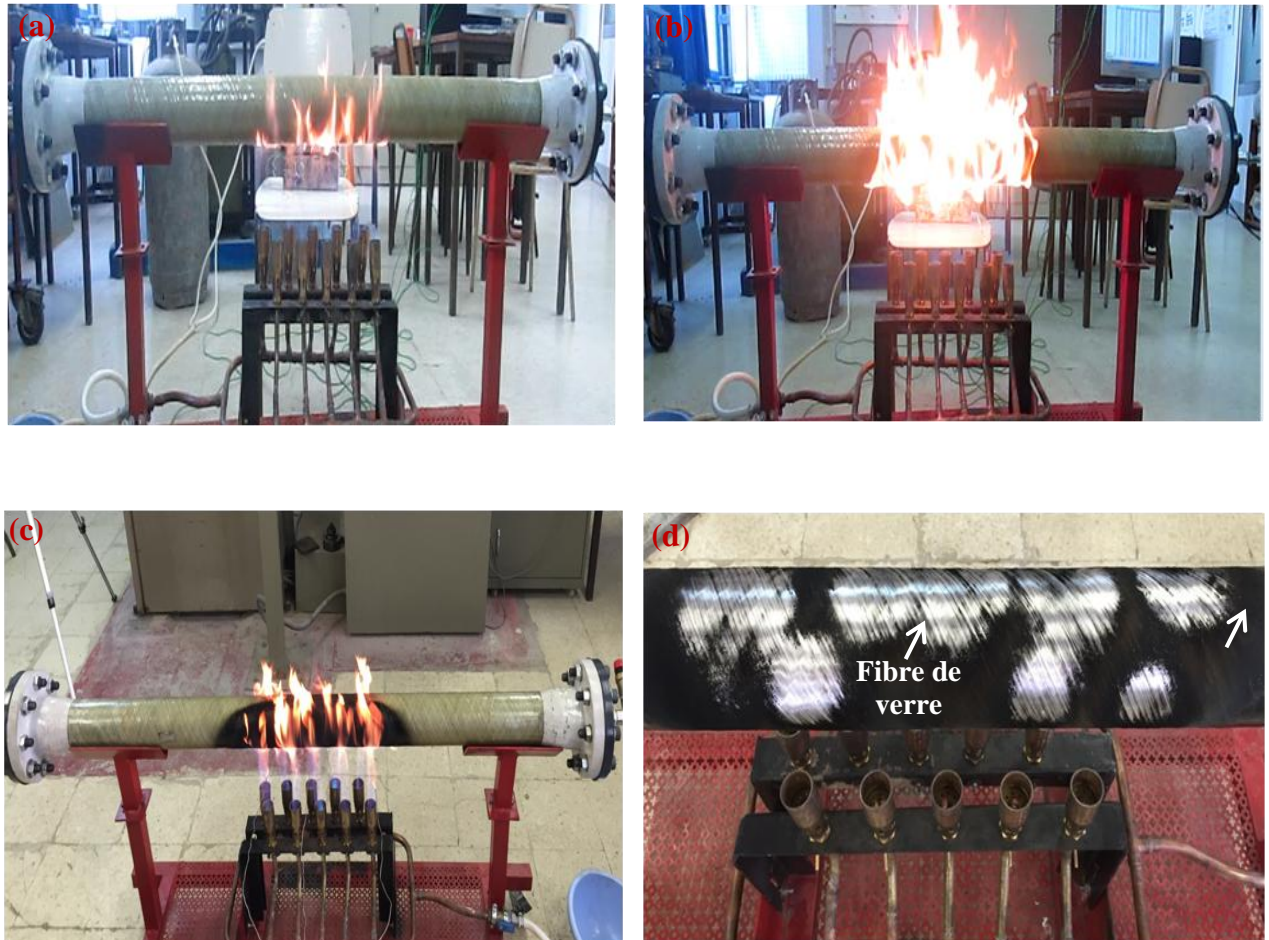


Figure 3. Essai de résistance au feu. (a) Echauffement, (b) Inflammation, (c) Affaiblissement de la flamme, (d) Tube brûlé

2. Essai hydrostatique

En vue d'évaluer la capacité du tube filamentaire à contenir le fluide sous pression après son exposition à un flux de chaleur pendant une durée de 30 minutes, un essai hydrostatique a été mené. En effet, le tube a été soumis à sa pression nominale (10 bars) après son refroidissement. Cette pression a été maintenue constante pendant 15 minutes. Durant les 15 minutes de l'essai hydrostatique, aucune fuite n'a été détectée au niveau de la surface extérieure du tube. Ce résultat confirme bien que le tube composite verre/Vinylester 411 est encore capable de supporter sa pression nominale de fonctionnement, même après avoir été soumis à un flux de chaleur d'une durée de 30 minutes.

3. Analyse thermique (DSC) et thermogravimétrie (ATG)

Le changement chimique du matériau composite verre/Vinylester 411 sous l'effet de la température a été étudié à partir de la perte de masse et le taux de génération de chaleur. Les résultats des essais de DSC (taux de génération de chaleur) et d'ATG (perte de masse) sont présentés sur la figure 4. L'analyse de cette courbe révèle qu'un changement brusque de flux de chaleur a été observé à une température de 78°C. Cette température correspond à la température de transition vitreuse (T_g) du matériau. Au-delà de cette température, il est à remarquer que la masse de l'échantillon commence à diminuer. Cette faible diminution est attribuée à la perte des produits volatiles et de l'eau contenus dans la résine (Volatilisation).

Par ailleurs, il est à mentionner que la décomposition de la résine commence à partir d'une température égale à 367°C. A cette température, l'analyse thermogravimétrie a montré une perte importante de masse de l'échantillon. Ceci découle notamment de la décomposition chimique de la résine Vinylester 411. En outre, un pic endothermique très prononcé à une température égale à 410°C a été enregistré. En effet, la diminution du flux de chaleur au niveau du thermocouple du récipient contenant l'échantillon s'explique par le fait que le matériau a absorbé plus de chaleur afin d'augmenter la température jusqu'à atteindre celle de référence.

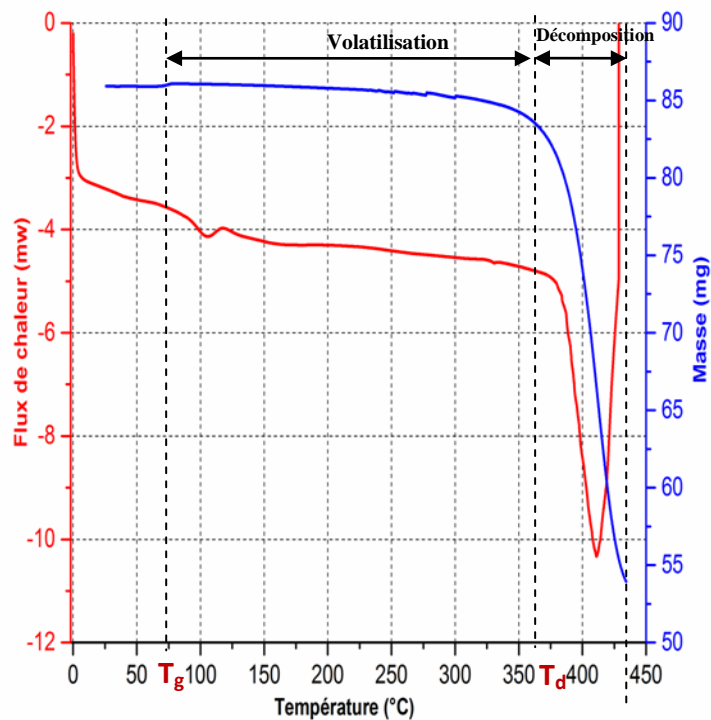


Figure 4. Les résultats de l'essai de DSC (taux de génération de chaleur) et ATG (perte de masse) du matériau composite verre/Vinylester 411

4. Observations microscopiques

En vue de mieux appréhender les mécanismes d'endommagement résultant de l'essai de résistance au feu, à l'échelle microscopique, des observations MEB ont été réalisées. La figure 5 montre les micrographies MEB réalisées sur le tube après l'essai de résistance au feu.

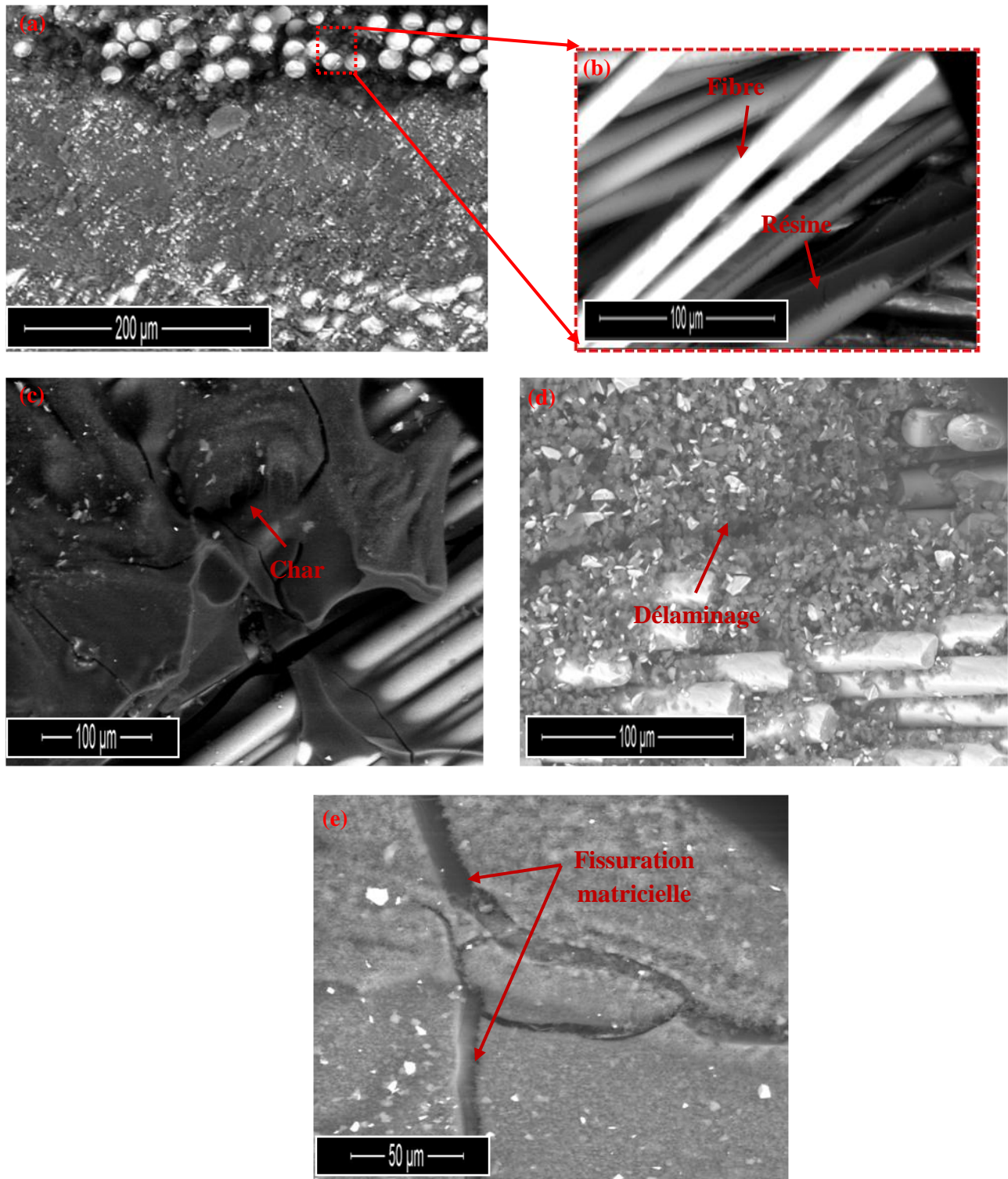


Figure 5. Images MEB du tube après l'essai de perte au feu. (a) et (b) Dégradation de la résine, (c) Formation de char, (d) Délaminage, (e) Fissuration matricielle

Au vu de la figure 5-a et 5-b, nous remarquons que la résine de la surface exposée directement au feu a été complètement consommée, laissant un matériau composé uniquement des fibres de verre revêtu d'une couche mince de résine. En outre, les observations MEB ont permis de mettre en exergue la

présence de substance carbonisée (char) sur la surface du tube (figure 5-c). Ceci dénote la dégradation de la résine par le phénomène de pyrolyse. La figure 5-d montre le phénomène de délaminage entre les couches du composite causé par la différence de dilatation thermique entre les zones chaudes et celles froides.

Il reste à signaler que pour les zones non exposées directement à la source de chaleur, la fissuration matricielle représente le phénomène d'endommagement dominant (figure 5-e). Ceci peut être expliqué par le fait que le flux thermique a propagé depuis la surface chaude vers la surface froide par conduction, causant la fissuration de la matrice puisque la température de dégradation de la résine n'est pas encore atteinte.

5. Conclusion

L'étude du comportement au feu des tubes composites à base d'une résine Vinylester 411 et renforcée par des fibres de verre a été menée. Les résultats obtenus ont permis d'aboutir aux conclusions suivantes:

- Le processus de combustion d'un matériau composite à base d'une résine thermodurcissable soumis à une source de chaleur est décrit principalement par trois étapes à savoir l'échauffement, la dégradation et l'inflammation.
- Les essais hydrostatiques réalisés sur les tubes soumis à un flux de chaleur pendant une durée de 30 minutes, attestent que ces tubes sont capables de contenir le fluide sous une pression de 10 bars (pression nominale) sans l'enregistrement d'une fuite au niveau de la surface extérieure.
- Les observations microscopiques ont montré que le délaminage et la fissuration matricielle sont les principaux mécanismes d'endommagement résultant de l'exposition d'un tube composite à un flux de chaleur.

6. Bibliographie

- [1] P. K. Mallick. Fiber reinforced composites: Materials, Manufacturing, and Design. Taylor & Francis Group LLC, 2007: 20-29.
- [2] A. Ben Khalifa, M. Zidi, L. Abdelwahed. Mechanical characterization of glass/vinylester $\pm 55^\circ$ filament wound pipes by acoustic emission under axial monotonic loading. *Comptes Rendus Mécanique*, 2012, 340: 453-460.
- [3] Egglestone, G. T., and D. M. Turley. "Flammability of GRP for Use in Ship Superstructures." *Fire and Materials* 1994, 18(4): 255–60.
- [4] Mouritz, A. P., and Z. Mathys. Post-Fire Mechanical Properties of Glass-Reinforced Polyester Composites." *Composites Science and Technology*, 2001, 61(4): 475–90.

Optimisation fiabiliste des packages électroniques BGA avec utilisation du modèle de substitution de krigeage

Om. BENDAOU_{1,2, +}

M. AGOUZOUL₁

A. EL HAMI₂

Ot. BENDAOU₃

1. Université Mohammed V, EMI, ERG2(ME) Rabat-MAROC + omarbendaou@gmail.com

2. INSA de Rouen, LMN FRANCE

3. Faculté des Sciences de Tétouan, Equipe MS2M

Résumé :

Dans cette étude, nous avons utilisé la méthode d'optimisation de la conception basée sur la fiabilité (RBDO), dans le but de minimiser la probabilité de défaillance, sous contrainte du volume des joints de brasure des packages BGA. Pour ce faire, nous avons élaboré deux modèles éléments finis (global et local) en 3D, fondés sur la loi viscoplastique d'Anand et le modèle de Darvaux pour prédire la durée de vie en fatigue des joints de brasure. Aussi, pour remédier aux inconvénients liés au coût de calcul énorme nécessaire pour appliquer les algorithmes de fiabilité et d'optimisation fiabiliste, nous avons utilisé le modèle du krigeage, qui va nous permettre de bâtir un modèle de substitution qui rallie efficacité et précision.

1. Introduction

Dans un boîtier BGA, les joints de brasure réalisent la fonction de support mécanique et permettent également de réaliser une interconnexion électrique. De ce fait, les joints de brasures constituent des éléments importants pour le bon fonctionnement des produits électroniques. Toutefois, les BGAs sont exposés à diverses contraintes d'ordre thermomécaniques, générées par les changements de température, imputables aux cycles de mise sous / hors tension ou aux variations des charges opérationnelles. Cette situation à laquelle s'ajoute les différences dans les coefficients de dilatation thermique exposeront les joints de brasure à des charges qui peuvent entraîner leur fissuration et par conséquent la défaillance de tout le package.

Pour prédire la durée de vie des joints de brasure et améliorer leurs performances, nous avons adopté la méthodologie suivante :

— La première étape de ce travail consiste à développer un modèle éléments finis du packages BGA avec utilisation d'un modèle global et local fondés sur la loi viscoplastique d'Anand et le modèle de Darvaux, en vue de prédire la durée de vie des joints de brasure en fatigue. [1]

— La deuxième étape porte sur une analyse de fiabilité, en vue de calculer la probabilité de défaillance. Or, cette analyse fiabiliste s'est avérée contraignante en termes de temps de calcul, du fait de la complexité du modèle éléments finis. Pour remédier à cette situation, nous avons utilisé le modèle de substitution du krigeage, qui nous a permis de mener une analyse de fiabilité avec exactitude et dans un temps raisonnable, via les méthodes de simulation FORM/SORM, couplées avec le modèle de krigeage. [2,3]

— La troisième et dernière étape vise à décrire la méthodologie d'optimisation de la conception fondée sur la fiabilité, afin de minimiser la probabilité de défaillance sous contrainte du volume des joints de brasure des packages BGA, via la méthode RIA.

2. Modèle de prédiction de la Durée de vie, soumis aux cycles thermiques

La fatigue des joints de brasure est le principal mécanisme de défaillance sous cycle thermique des boîtiers BGA.

Aussi, pour prédire la durée de vie de la couche de brasure dans les modules de puissance et d'autres types de packages électroniques, plusieurs modèles ont été développés à cet effet. Mais, celui proposé par Darvaux [4] constitue l'un des critères de défaillance largement utilisé pour la prédiction de la fatigue thermique à faible cycle.

En effet, ce modèle décrit la relation entre la densité moyenne de travail plastique par cycle ΔW et le nombre de cycles d'initiation de fissure N_0 et la vitesse de propagation de la fissure da/dN

$$N_0 = K_1 \Delta W^{K_2} \quad (1)$$

$$\frac{da}{dN} = K_3 \Delta W^{K_4} \quad (2)$$

K_1	7100 cycles/psi ^{K₂}
K_2	-1.62
K_3	2.76×10^{-7} in./cycle/psi ^{K₄}
K_4	1.05

Tableau 1. Les valeurs des constantes empiriques utilisées dans la prédiction de la durée de vie en fatigue mécanique.

Où K_1 , K_2 , K_3 et K_4 ont les constantes empiriques telles que représentées dans le tableau 1 et a est la longueur de la fissure. Ainsi, la durée de vie N_t^f peut être obtenue comme suit :

$$N_t^f = N_0 + \frac{a}{da/dN} \quad (3)$$

Le paramètre ΔW est défini comme suit :

$$\Delta W = \frac{\sum_{i=1}^n \Delta W_i \cdot V_n}{\sum_{i=1}^n V_n} \quad (4)$$

Où ΔW_i désigne la densité de travail visco-plastique dans le i^{ème} élément dans FEA, dont le volume est noté V_n . Pour calculer avec précision ΔW dans l'équation 4, un modèle éléments finis, assorti d'une description précise tenant compte du comportement de déformation dépendant du temps et de la température de la brasure est donc nécessaire. Parmi les différents modèles constitutifs dépendants du temps et de la température pour la brasure dans

les modules de puissance figure le modèle viscoplastique introduit par Anand qui est largement utilisé. [5]
 Le modèle Anand se compose de deux équations différentielles couplées qui lient la vitesse de déformation inélastique au taux de résistance à la déformation. L'équation de la vitesse de déformation est :

$$\dot{\epsilon}_p = A \left[\sinh \left(\frac{\xi \sigma}{S} \right) \right]^{\frac{1}{m}} e^{-Q/RT} \tag{5}$$

Où $\dot{\epsilon}_p$ est la vitesse de déformation inélastique, A est une constante, ξ est le multiplicateur de contraintes, σ est la contrainte, S est la résistance à la déformation, R est la constante de gaz, m est la sensibilité de la vitesse de contrainte, Q est l'énergie d'activation, et T est la température absolue. L'équation qui définit le taux de résistance à la déformation est :

$$S = \left\{ h_0 (|B|)^\alpha \frac{B}{|B|} \right\} \dot{\epsilon}_p \tag{6}$$

Où

$$B = 1 - \frac{S}{S^*} \tag{7}$$

$$S^* = \hat{S} \left[\frac{1}{A} \dot{\epsilon}_p e^{-Q/RT} \right]^n \tag{8}$$

Où S^* est la valeur de saturation de S , \hat{S} est le coefficient de valeur de saturation de résistance à la déformation, et n est la sensibilité de vitesse de contrainte. A partir du développement des équations précédentes, il y a 9 paramètres matériels qui doivent être définis dans le modèle Anand. Le tableau 2 présente ces paramètres pour l'alliage SAC305 utilisés dans ce travail. [6]

Paramètre	Description	Valeur
S_0 (MPa)	Initial value of deformation resistance	45.9
Q/R (K^{-1})	Activation energy/Boltzmann's constant	7460
A (s^{-1})	Preexponential factor	5.87×10^6
ξ	Stress multiplier	2.0
m	Strain rate sensitivity of stress	0.0942
h_0 (MPa)	Hardening/softening constant	9350
\hat{S} (MPa)	Coefficient for saturation value of deformation resistance	58.3
n	Strain rate sensitivity of the saturation value	0.015
α	Strain rate sensitivity of the hardening/softening	1.5

Tableau 2. Paramètres du modèle d'Anand du SAC305

1. Modèle éléments finis

Comme dans toute analyse FEM, celle-ci est entamée par la génération du modèle, suivie par la simulation des cycles thermiques et la transition du modèle global au sous-modèle local, pour se terminer par le calcul de la durée de vie. Pour ce faire, un modèle éléments finis global à 3D du BGA $10 \times 10 \text{ mm}^2$ a été élaboré sous ANSYS ADPL 16 dont les paramètres structuraux et les propriétés matériaux figurent respectivement dans le tableau 3 et la figure 1. Les propriétés matériaux sont décrites dans la référence [7].

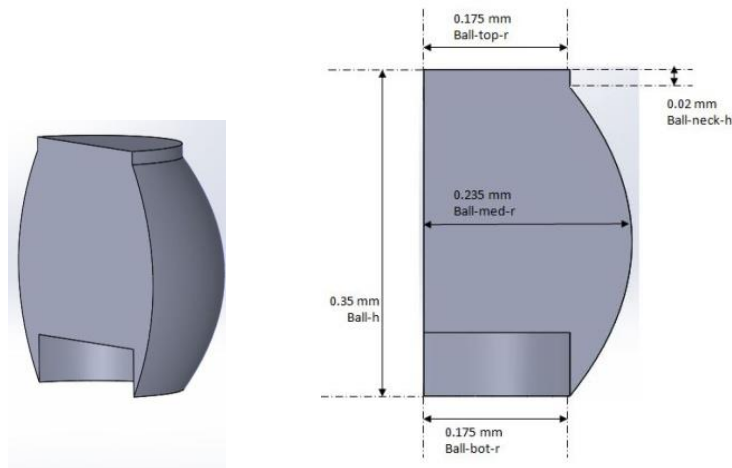


FIGURE 1. Dimensions du joint de brasure

Couche	Taille (mm ²)	Epaisseur (mm)
Substrate.	10 × 10	0.2
Die attach	7 × 7	0.3
Die	7 × 7	0.29
Overmold	10 × 10	0.265
Top & Bot. Cu	10 × 10	2 × 0.018
Top & Bot Solder Mask	10 × 10	2 × 0.02
Opening / Pads	0.225/0.254	0.018

Tableau 3. Dimensions du BGA

Par la suite, on a utilisé un maillage paramétré, afin d’augmenter la robustesse et la précision des résultats. De même, pour réduire le temps de calcul, seulement 1/8 du package est modélisé, en raison de la symétrie. Le BGA étudié se compose de 8 matériaux à savoir : Substrat, Die attach, Die, Over mold, Cu, Solder Mask, FR4 et les joints de brasure. Ces joints de brasure ont été considérés comme un matériau viscoplastique et modélisés par l’élément SOLID185. Quant aux autres matériaux, ceux-ci sont considérés comme étant élastiques et modélisés par l’élément SOLID45. [8]

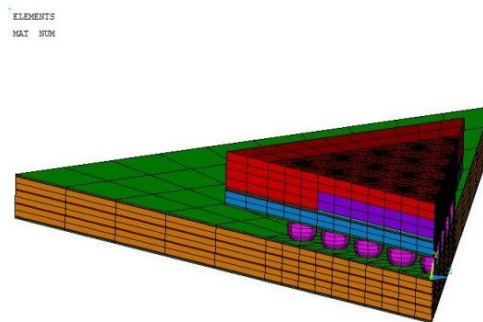


FIGURE 2. Modèle éléments finis global du BGA

Concernant les charges de températures cycliques, celles-ci varient entre -40° C et 125° C avec une montée en régime de 4 minutes, une descente de 6 minutes, un temps d’arrêt de 10 minutes à la température maximale et à la température minimale. La température de référence (sans sollicitation) est de 25° C. Quatre cycles thermiques sont réalisés, afin d’obtenir un cycle d’hystérésis contrainte-déformation stable (figure 3).

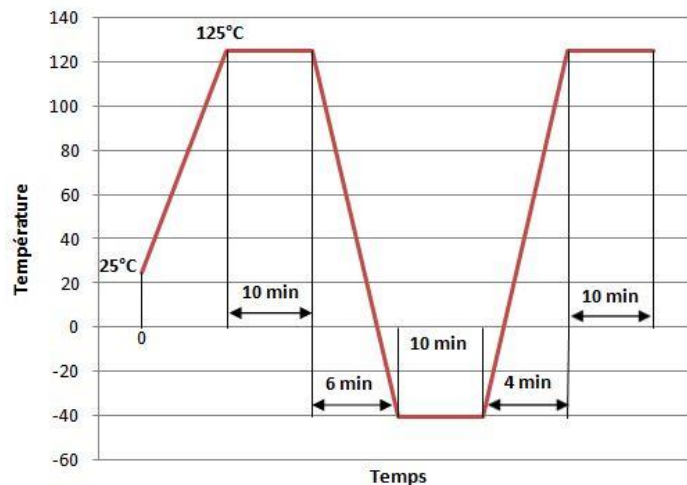


FIGURE 3. Description du cycle thermique

Une fois le calcul du modèle global est terminé, on doit identifier le joint de brasure le plus critique sur la base de la valeur maximale du travail plastique qui constitue un critère d’identification.

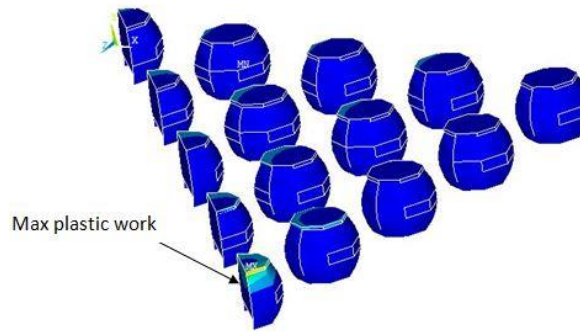


FIGURE 4. Travail plastique à la fin du cycle thermique

Il ressort que le joint de brasure externe sur la diagonale du package est clairement le plus critique (figure 5).

Ensuite, on a créé un sous modèle local qui nous a permis d’avoir des résultats plus précis du joint de brasure le plus critique (figure 5).

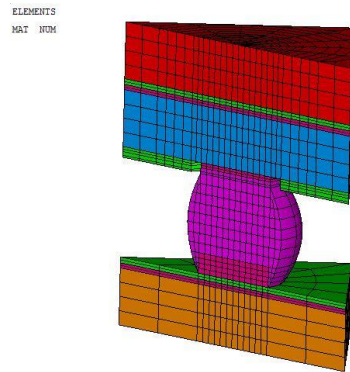


FIGURE 5. Sous modèle local

Les conditions aux limites de ce sous modèle sont déterminées à partir de la solution du modèle global et appliquées au sous modèle par l’utilisation de la méthode d’interpolation. Une fois que le champ de déplacement est interpolé au sous modèle, on a appliqué les cycles thermiques.

Après obtention du résultat du sous-modèle, on a tracé un graphique du joint de brasure à la fin du cycle thermique. Aussi, on a constaté que le côté du package est le plus critique et donc la prédiction de la durée de vie sera effectuée pour ce côté (figure 6).

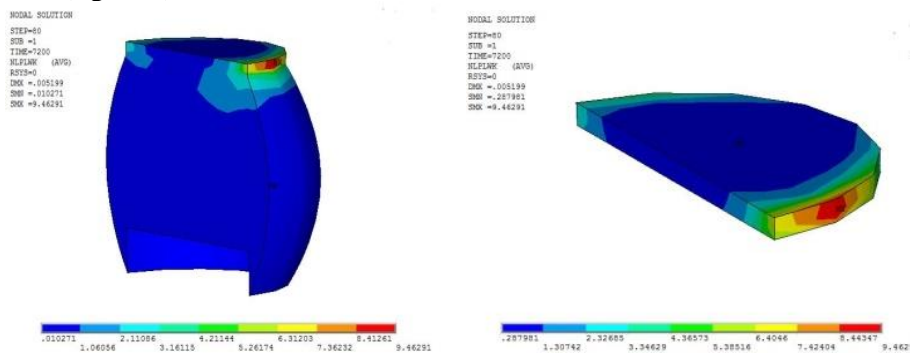


FIGURE 6. Travail plastique dans le sous modèle

Les résultats issus des simulations sont rassemblés dans le Tableau 4. Le nombre de cycles avant l’initiation de la fissure et la durée de vie du boîtier sont calculés à l’aide de la méthodologie de Darveaux décrite précédemment.

Nombre de cycles avant l’initiation de la fissure	111 cycles
Durée de vie	745 cycles

Tableau 4. Résultats de simulation

3. Analyse de fiabilité

En principe, le nombre de cycles avant l'initiation de la fissure soit « 111 cycles » ne doit pas être inférieur à une valeur prédéfinie. Mais, dans la réalité les incertitudes exercent une influence considérable sur la durée de vie des joints de brasure. Et la valeur dégagée du fait de ces incertitudes peut être supérieure au seuil exigé, entraînant par conséquent la défaillance du système.

Une étude de sensibilité doit d'abord être faite pour sélectionner les variables les plus significatives qui affectent les résultats. Les autres variables qui jouent un faible rôle sont supposées déterministes. À la suite de cette étude de sensibilité, une analyse de fiabilité sera effectuée.

L'analyse de sensibilité qui a concerné les propriétés des matériaux du SAC305 a montré que le coefficient de dilatation thermique (CTE) du joint de brasure, le multiplicateur de contrainte k2 et la valeur initiale de la résistance à la déformation S₀ influent sur le nombre de cycles avant initiation de fissure des joints de brasure.

La défaillance est basée sur le fait que le nombre de cycles avant initiation de fissure ne doit pas être inférieur à N₀= 100 cycles. La fonction de performance peut alors s'écrire de la façon suivante :

$$G(X) = 1 - \frac{N_0}{N_{calc}} \tag{9}$$

Les lois de probabilités et les paramètres des variables aléatoires les plus influençant sont listés dans le tableau 5.

Variable	Description de la variable	Distribution	Moyenne	Ecart type
CTE	thermal expansion coefficient	normal	2.50E-05	0.15E-6
S ₀	initial value of deformation resistance	normal	45.9	0.3
ξ	stress multiplier	normal	2	0.02
K2	K2	normal	-1.62	0.045

Table 5. Statistical description of random variables.

Les résultats des calculs pour les points de conception et l'estimation des indices de fiabilité et probabilités de défaillance sont montrés dans le tableau ci-dessous :

Variables	Point de conception(Form)	Point de conception(Sorm)
CTE	0.0000249	0.0000249
S ₀	45.9	45.9
ξ	2.005	2.005
K2	-1.659	-1.66
β	0.889	0.861
P _f	18.69%	19.44%
Niveau de fiabilité	81.31%	80.56%

Tableau 6: Résultats de l'analyse de fiabilité

On peut conclure que les résultats obtenus par les deux méthodes Form et Sorm sont avérés conformes. De même, il est précisé que la probabilité de défaillance calculée est de l'ordre de 18.69% et le niveau de fiabilité est de 81.31%.

4. Optimisation de la conception basée sur la fiabilité

Deux cas de figures peuvent faire l'objet d'une optimisation structurelle basée sur la fiabilité soit : Le coût (volume, poids, etc) ou la fiabilité. Concernant le coût (éventuellement le coût initial et le coût anticipé des défaillances), celui-ci est réduit au minimum sous réserve d'une fiabilité minimale ainsi que d'autres exigences de performance (CRP) données. Alors que la fiabilité est maximisée sous réserve d'un coût maximal ainsi que d'autres exigences de performance (RCP) données. Ces deux problèmes peuvent être respectivement formulés comme suit :

[9]

$$\begin{aligned}
 \text{CRP:} \quad & \min \quad C(d, \beta(d)) \\
 \text{s.t.} \quad & \text{constraints on design and cost parameters} \\
 & \text{constraints for reliability simple bounds}
 \end{aligned}$$

Et

$$\begin{aligned} \text{RCP:} \quad & \min P_f(d) \\ \text{s.t.} \quad & \text{constraints on design and cost parameters} \\ & \text{constraints for reliability simple bounds} \end{aligned}$$

Dans cet article, l'objectif visé consiste à minimiser la probabilité de défaillance ou à maximiser la fiabilité des joints de brasure sous les contraintes structurelles du volume. Dans ce problème, nous avons 8 variables d'optimisation : 4 variables aléatoires X_r et 4 variables de conception X_d (ball-h, ball-neck, ball-med-r et ball-top-bot-r). En utilisant le modèle classique, le problème d'optimisation peut être écrit en deux sous-problèmes décrit

1. problème d'optimisation soumis à la contrainte des coûts :

$$\begin{aligned} \text{Find} \quad & X_d = [X_{d1} \dots X_{dn}] \text{ and} \\ & X_r = [X_{r1} \dots X_{rn}] \\ \text{Such that to} \quad & P_f = Pr[G(X_d, X_r) \leq 0] \\ \text{Minimize} \quad & \\ \text{Subjected to} \quad & Cost(X_d) \leq C_0 ; X^{lb} \leq X_d \leq X^{ub} \end{aligned}$$

2. Calcul de l'indice de fiabilité :

$$\min: d(u) = \sqrt{\sum_j u_j^2} \text{ subject to } 1 - \frac{N_0}{N_{ocalc}} \tag{10}$$

Où C_0 est le coût admissible, qui est une fonction d'un vecteur de la variable de conception X_d . $Pr[.]$ est l'opérateur de probabilité et P_f est la probabilité de défaillance correspondant à la fonction de performance G . Le problème RBDO consiste à trouver la conception vectorielle X_d , qui minimise la probabilité de défaillance du joint de brasure sous la contrainte du coût correspondant au volume structurel.

La solution de ces deux problèmes est réalisée en utilisant la technique d'optimisation programmation quadratique séquentielle SQP.

Aussi, le tableau 7 ci-dessous laisse apparaître la conception optimale et initiale. De même, il ressort dudit tableau que les résultats obtenus montrent que la probabilité de défaillance a été minimisée. Elle est passée de 18.69% à 0.21%. Alors que le volume des joints de brasure est réduit de 0.045 à 0.038, soit un taux de réduction de 15.5%. Quant au niveau de fiabilité, celui-ci s'élève à 99.79% après avoir été initialement de l'ordre de 80.31% et ce, grâce à la nouvelle conception. Quant aux nombres de cycles avant initiation de fissure et la durée de vie, ceux-ci ont passé respectivement de 111 à 169 cycles et de 745 cycles à 1000 cycles, soit un taux de progression respectif de 52% et 34%.

Par ailleurs, La figure 7 montre la nouvelle conception et la nouvelle distribution de contraintes après application de la procédure d'optimisation basée sur la fiabilité.

Variables	Point Initial	Point optimal
ball-h	0.35	0.3736
ball-neck	0.02	0.0165
ball-med-	0.235	0.2
ball-top-bot-r	0.175	0.18
Volume	0.045	0.038
N_0	111	169
N_f	745	1000
P_f	18.69%	0.21%
Niveau de fiabilité	80.31%	99.79%

Tableau 7: résultats de l'optimisation fiabiliste

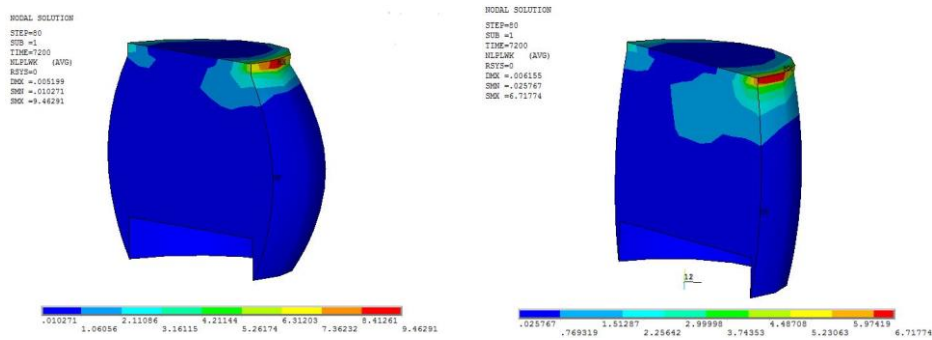


FIGURE 7. Travail plastique avant et après l'optimisation fiabiliste

5. Conclusion

Dans cet article, nous avons suivi une méthodologie d'optimisation basée sur la fiabilité, combinée à une analyse, via la méthode des éléments finis, en vue de minimiser la probabilité de défaillance sous la contrainte du volume du joint de brasure. Cette analyse éléments finis a été menée sur la base de deux modèles à 3D Global et Local. Le modèle global est réalisé afin d'identifier la position du joint de brasure le plus critique et de calculer le champ de déplacement dudit joint de brasure. Tandis que le modèle local a été élaboré pour prédire la durée de vie. Aussi, compte tenu de la contrainte du temps énorme généré par cette méthodologie, nous avons utilisé le modèle de substitution du krigeage du fait des avantages qu'il présente en termes de précision et de gain du temps de calcul.

6. Bibliographie

- [1] A. Makhloufi, Y. Aoues, and A. El Hami, Reliability based design optimization of wire bonding in power microelectronic devices, *Microsyst Technol*, 2016.22(12), pp.2722-2737.
- [2] S. Sakata, F. Ashida, M. Zako, Structural optimization using Kriging approximation, *Comput. Methods Appl. Mech. Eng*, 2003. 192 (7-8), PP. 923–939.
- [3] I. Kaymaz, Application of Kriging methods to structural reliability problems, *Struct. Saf.* 2005.27 (2) pp. 133–151.
- [4] R. Darveaux, Effect of Simulation Methodology on Solder Joint Crack Growth Correlations, *Proceedings of 50th Electronic Components and Technology Conference*, 2000. pp. 1048-1058.
- [5] L. Anand, Constitutive Equations for the Rate-dependent Deformation of Metals at Elevated Temperatures, *Trans. ASME J. Eng. Matl's and Tech*, 1982. 104(1), pp. 12-17.
- [6] J. Chang, L. Wang, J. Dirk, X. Xie, Finite element modeling predicts the effects of voids on thermal shock reliability and thermal resistance of power device, *Weld J*, 2006. 85(3), pp. 63–70.
- [7] Om. Bendaou, Ot. Bendaou, F. Bourzeix, M. Agouzoul, A. El Hami, Measurements and Stochastic FEA with Application in Thermomechanical Characterization of Electronic Packages. *Journal of Engineering and Technological Sciences*, 2016. 48(6), pp. 700-714.
- [8] Om. Bendaou, et al. Reliability Based Design Optimization of BGA Electronic Packages using the Kriging Substitution Model. *International Journal of Applied Engineering Research* 2017. 12(13), pp: 3757-3766.
- [9] G. Cheng, L. Xu, and L. Jiang, A sequential approximate programming strategy for reliability-based structural optimization. *Computers & structures*, 2006. 84(21), pp.1353-1367

L'utilisation des composites thermoplastiques hautes performances dans l'industrie de l'Oil & Gaz

Edouard Marin, Loic Lugiery, Anh-Tuan Do, Salim Benmedakhene

TechnipFMC

43-45 Boulevard Franklin Roosevelt, 92500 Rueil-Malmaison

e-mail : anh-tuan.do@technipfmc.com

Parc technologique des rives de l'Oise, CS50149 - 60201 Compiègne Cedex

e-mail : salim.benmedakhene@technipfmc.com

Résumé

Depuis plusieurs années, la société TechnipFMC s'est engagée dans un important programme de R&D permettant de qualifier l'utilisation de matériaux composites pour les conduites flexibles offshore. Après qu'une première génération de matériaux composites constitués de fibres de carbone et d'une matrice en polymère thermodurcissable ait démontré le fort potentiel de ce type de matériau, un autre type de matériau composite est aujourd'hui étudié dans le cadre d'une application aux structures SPS (Subsea Production System). Cet article présente les premiers résultats d'essais menés dans une démarche de caractérisation mécanique de ces composites thermoplastiques dernière génération, constitués de résine type PEEK à renfort en fibres de carbone. Les matériaux dont il est question dans cet article sont des matériaux composites unidirectionnels très hautes performances, atteignant des contraintes à rupture de 3200 MPa en traction uniaxiale, et présentant des performances remarquables en fatigue. La nature de ces matériaux et leur haute performance rend leur caractérisation mécanique complexe. Des efforts importants pour la caractérisation expérimentale ont été déployés pour permettre de révéler complètement les performances de ces matériaux. De plus, des analyses des mécanismes d'endommagement sont effectuées au moyen d'une méthode d'analyse non destructive : l'émission acoustique. L'acquisition de signaux acoustiques émis par le matériau permet en effet de mieux cerner les modes et scénarios d'endommagement en jeu lors de sollicitation mécanique.

Mots clés : Oil & Gas, composites thermoplastiques, émission acoustique, endommagement, fatigue

1. Introduction

Dans le domaine de l'Oil & Gaz, les structures métalliques actuelles nécessitent l'utilisation d'aciers très nobles, du fait de l'utilisation de ces structures dans un environnement marin agressif et corrosif (présence de gaz du type H₂S et CO₂, présence d'eau de mer, température pouvant dépasser les 120°C, etc.). La solution des matériaux composites est donc apparue comme une alternative intéressante à la fois d'un point de vue économique, et également pour l'amélioration de la tenue mécanique sous contrainte en environnement extrême. En effet, ce type de matériau présente de très hautes performances à la fois en comportement statique, mais également en fatigue et en fluage, dans les conditions d'un environnement agressif. Leur tolérance à l'endommagement sont également des atouts indéniables. D'un point de vue de fabrication, ces matériaux présentent également l'avantage d'une facilité de mise en œuvre et une flexibilité du design, permettant la fabrication de géométries complexes.

Dans ce cadre, un programme important de R&D a été déployé afin de qualifier l'intérêt de l'utilisation de matériaux composites, notamment à travers la qualification de leurs performances mécaniques. Une première génération de matériaux composites constitués de fibres de carbone unidirectionnelles et d'une matrice en polymère thermodurcissable a donc été mise au point. La campagne de qualification menée a permis de déterminer pour ces matériaux une contrainte à rupture en traction uniaxiale d'environ 3000

MPa, contre 850 MPa pour les aciers. En outre, les propriétés remarquables déterminées en fatigue ont également confirmé le fort potentiel de ces matériaux pour des applications subsea. L'utilisation de ces matériaux composites therm durcissables permet également une diminution des efforts de tension appliqués sur les structures, grâce au gain de poids réalisé par rapport à l'utilisation d'aciers. Ce bénéfice combiné aux propriétés mécaniques intéressantes permet de proposer des applications en mer ultra profonde tout en gardant des solutions flexibles.

Les résultats très prometteurs démontrés par ce programme de qualification ont abouti au développement d'un autre type de matériaux composites hautes performances : les composites thermoplastiques type carbone/PEEK, à renfort unidirectionnel. Cependant, un challenge particulièrement important est apparu pour la qualification de ce nouveau type de matériau, puisque la nature de ces nouveaux matériaux engendre des difficultés importantes quant à la caractérisation expérimentale, particulièrement en fatigue et en fluage : ruptures prématurées, types de rupture non conforme à celles d'un matériau composites, problèmes d'ancrage, etc. L'inertie chimique des résines type PEEK rend en effet difficile les étapes inhérentes à la caractérisation expérimentale (collage, adhésion). Le premier enjeu de cette campagne d'essai a donc été de mettre au point de nouveaux moyens permettant de pouvoir révéler complètement les capacités de ce matériau. La connaissance de la mécanique des matériaux composites ainsi qu'une expertise sur les essais mécaniques statiques et long terme sont des données d'entrée indispensables pour y parvenir. Cet article balaie donc dans un premier temps les efforts déployés qui ont permis d'essayer ces problématiques, et de révéler pleinement les performances de matériaux carbone/PEEK.

De plus, la configuration du renfort unidirectionnel des fibres de carbone avec un important taux de fibre dans le composite influence considérablement le comportement mécanique de ce matériau. Cette configuration confère un comportement linéaire élastique endommageable qui rend difficile l'établissement des règles de dimensionnement. Pour cela l'appréhension des mécanismes et scénarios d'endommagement dans ces matériaux, ainsi que leurs impacts sur le comportement mécanique à long terme est un point important à investiguer. L'utilisation de techniques de contrôle non destructif tel que les ultrasons et l'émission acoustique permettent de mieux comprendre ces phénomènes. Le but de ces analyses est d'intégrer dans les règles de design une notion de critère limite en cohérence avec les tolérances à l'endommagement de ces matériaux lors de leur exploitation en service.

Le présent article présente donc premièrement l'approche expérimentale développée pour maîtriser la caractérisation de ces matériaux carbone/PEEK. Dans un second temps, les performances mécaniques de ce matériau ainsi que les mécanismes d'endommagement mis en jeu et révélés par des techniques de CND seront plus particulièrement étudiés.

Les chapitres suivants seront abordés dans le papier final.

- 2. Matériau étudié**
- 3. Caractérisation expérimentale**
- 4. Comportement statique**
- 5. Comportement en fatigue**
- 6. Conclusion.**



Two-dimensional Analysis of the Evolution of the Stress Intensity Factor in the Cement of the Acétabulum THR

Ali Benouis ^{a,b}, Mohammed El Sallah Zagane ^b, Mohamed Cherfi ^b, abderahmen sahli ^b, Boualem Serier ^b, Aboubakar Seddik Bouchikhi ^c

^a. University of Saida, Bp 138 saida., Saïda 20000, Algeria. alymoh1980@yahoo.fr

^b. MPM Laboratory, University of Sidi-Bel-Abbes, Algeria.

Résumé : La rupture du ciment orthopédique est pratiquement la cause essentielle de ce descellement. Le comportement d'une fissure initiée dans le ciment chirurgical (polyméthylmétacrylate 'PMMA') est d'une grande nécessité pour la compréhension des phénomènes de descellement des prothèses totales de hanche. Dans ce travail nous analysons numériquement bi-dimensionnellement par la méthode des éléments finit l'interaction des fissures émanant d'un défaut, afin de savoir l'effet de l'interaction sur l'évolution de facteur d'intensité de contraintes dans les trois zones du fémur de la prothèse de hanche. Cette répartition a été faite dans les trois zones (distale, médiale et proximale) de ses composantes. Avec une charge répartie sur la tête fémorale de fémur d'un poids moyen de 90 kg d'un être humain. La direction de fissure est dans l'axe du chargement. Les résultats obtenus prouvent que le ciment Orthopédique est soumis à des efforts de compression sous l'effet de charge.

Mots-clefs: fémur, micro-fissure, Ciment, facteur d'intensité de contrainte, méthode des éléments finis

Abstract: Breaking cement is practically the main cause of this loosening. The behaviour of a crack initiated in the bone cement (polyméthylmétacrylate PMMA) is a great need for understanding the phenomena of loosening of total hip prostheses. In this study we analysed bi-dimensionally numerically by the finite element method of interacting cracks from a defect, in order to know the effect of the interaction on the evolution of the stress intensity factor in the three zones of femur hip. This distribution was made in the three areas (distal, medial and proximal) of its components. With a distributed over the femoral head of a femur with an average weight of 90 kg for a human being supported. The direction of crack is in the axis of loading [1]. The results obtained show that the bone cement is subjected to compressive forces under the effect of load.

Keywords - crack, Cement, Stress intensity factor, Finite element method, Acétabulum

1. Introduction

The acrylic cement (PMMA) is used in orthopedic surgery is considered the weakest link in the chain charge transfer implant -cement -cup, so this material is primarily responsible for the life of the total prosthesis the hip. Several studies on the analysis of the stress distribution in the orthopedic cement were conducted. Thus Benbarek et al [1] have analyzed numerically by the finite element method, the effect of the orientation of the axis of the implant relative to that of the cup on the level and the distribution of stresses in the bone cement containing a microcavity and therefore the stress intensity factor at the crack tip heads from said cavity. In another study, Bachir Bouiadjra et al [2] have studied the behavior of cement out of the acetabulum by analyzing the intensity factor. They show that the failure mode depends on the position of the crack.

The analysis of the stress distribution in the bone cement of a Total Hip Prosthesis, taking into account the micro- defects (voids, cracks, ...) and their interactions present in the cement has been the subject of numerous studies researchers in this field [4], [5], [6]. Benbarek et al [7] [8] have used numerical analysis in the orthopedic cement in the acetabular part, they examined the variation of the stress intensity factor of crack from a cavity the XFEM based on position, loading and orientation; that to predict angle and optimum loading for crack propagation; ouinas et al [9] conducted a numerical study on the femoral part based on the effect of dynamic loading, the propagation of the long cement cracks, to describe the fracture behavior of PTH; Other studies [10] showed that the presence of a cavity in the cement increases the damage parameters. When the cavity is situated in the cement according to the loading axis. If the cavity changes its shape to an elliptical shape, the size of the damaged area increases, thus providing a crack in cement. Bouziane et al [11] showed that the stress intensity factor for a crack from an is higher than the crack from a bone cavity inclusion. A. Ramos et al [12], have observed experimentally that the positioning of the implant within the femur and adjusting the femoral canal are two important points in the mechanism of the formation of cracks in both interfaces (Os- cement, Cement-Implant). Sandro et al [13], analyzed by finite distribution of stresses in the acetabular part by PTH screw fixation element, the analysis shows that the constraints are quite amount to provide tractor it to the bone interface metal; Taylor et al, [14] used analytical and numerical methods to predict damage to the bone; Nabais et al [15] were based on the finite element method by applying the evaluation study damage the bone-cement interface in a model of cemented hip prosthesis simple. Renato et al [16] cited the causes of failure of metallic materials used in biomechanics by cyclic constraints; they have sought to correlate the structural aspects and the surface of these materials and the onset of fatigue in the environment of the human body.

2. Geometric model and limits condition

The acetabulum cavity is located on the outer face of the pelvic bone at the junction of its three component parts in Figure 1, Figure 2 illustrates the geometric model of the acetabulum and its mesh. This modeling was done using the software of finite element: Abaqus 9-11 [17]. The geometry in Figure 1 treated;

The boundary conditions used in this case are:

- A flush imposed on the pubis;
- A zero imposed displacement along the axis "x=0" (not allowed in the direction of displacement x) on the wing of the pubis;
- A uniformly distributed load of 5MPa amplitude applied to the implant [13].

In Table 1 are combined mechanical properties of the constituents of the Hip whose resilient behavior is assumed.

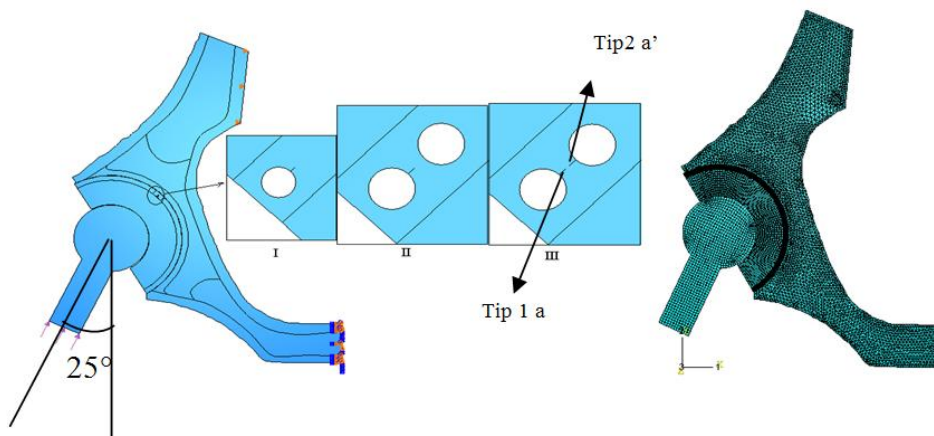


Figure 1. Schematic representation of the boundary conditions and the mesh adopted.

Table 1. Mechanical properties of TPH constituent materials [2].

	Young's Modulus E (MPa)	Poisson's ratio (ν)	Tensile break strength (MPa)	Tensile Compression (MPa)
Cortical bone	17000	0.30	100	200
Spongious bone 1-2-3	132 - 70 - 2	0.20		
Sub-chondral bone	2 000	0.30		
Cup (UHMWPE)	690	0.35	40	20
Cement (PMMA)	2 300	0,30	25	80
Metallic implant	210 000	0.30		

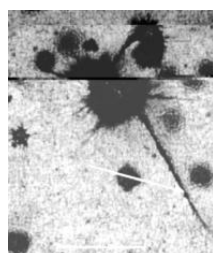


Figure 2. Interaction of defects and cracks in acrylic bone cement observed under transmitted light [6].

3. Results

1.3. Behavior cement under presence of cavities

The results of this analysis are illustrated in figures 4. (a and b). These show the variation of the equivalent stress near the cavity with a size of 200µm (0.2 mm) figures.3, is circular and is assumed games diameter ratio d_1/d_2 , that induced in the cement according to the angle of its shape. They clearly show that the stress distribution around the defect is not homogeneous and that whatever its position in the cement. The variation of these stresses along the scan line is almost periodic. The stress tends to take values out of its tensile stress. This behavior is observed when the fault is oriented at 0°, 180° respectively relative to the reference axis to position '0' at the interface Cup Cement, and '1' with the cement-bone interface. Such forms and fault may initiate a propagating crack in cement leads to loosening of the structure. The presence of a defect in the polymer material in the close vicinity of a foreign body may increase this phenomenon.

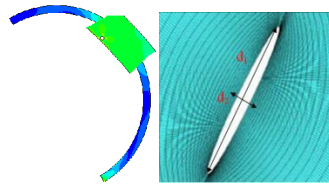


Figure 3. The presence of the cement with the cavity and around the mesh elliptical defect analyzed according to its diameter ratio d_1/d_2 .

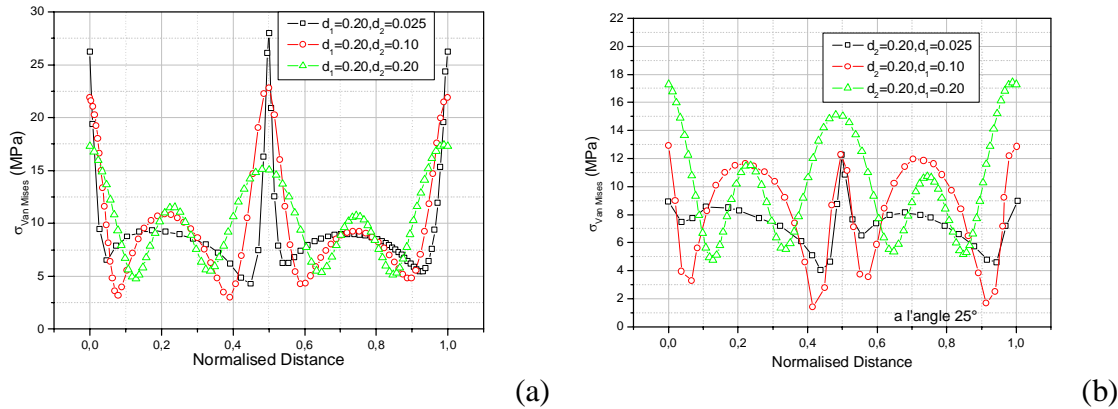


Figure 4. Repairing similar constraints default circular contour and ellipsoidal 25° (a, b).

2.3. Case of a crack emanating from a cavity (case I)

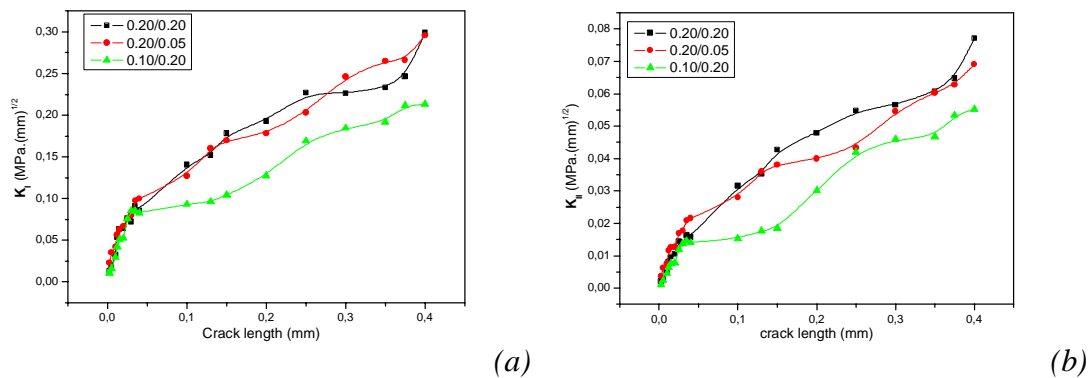


Figure 5. Variation FIC mode I and II crack tip from a cavity as a function of the size of the crack and defect diameter ratio (a), (b).

In the figures (5.a and b) represents the stress intensity factor depends on the position of the cement cracked (one crack imamate cavity (case I). Indeed, the maximum values for this factor are achieved in the circular area of defect. In this report, the stress intensity factor is significant then decreases or failure has flattened that is to say, the inverse ratio of diameter. A tendency of the crack size less than 0.1mm leads at low values of the stress intensity factor. When the crack size increases more 0.1mm of the stress intensity factor increases in absolute value. Such a crack, characterized by a stress intensity factor always winded, is energetically unstable. Under the effect of mechanical change this crack therefore tends to have opened. Means that the cement has the risk of damage to the prosthesis compared. Positive values of the stress intensity factor clearly show that cement is unlike compression. The difference between the stress intensity factors both reports is too pronounced. This same behavior is also observed in mode II (Fig. 5b). This figure shows the variation of the stress

intensity factor in the mode II initiated crack tip of a cavity in the cement for different ratios of the latter.

3.3. The interaction of a crack from a cavity - circular cavity (case II)

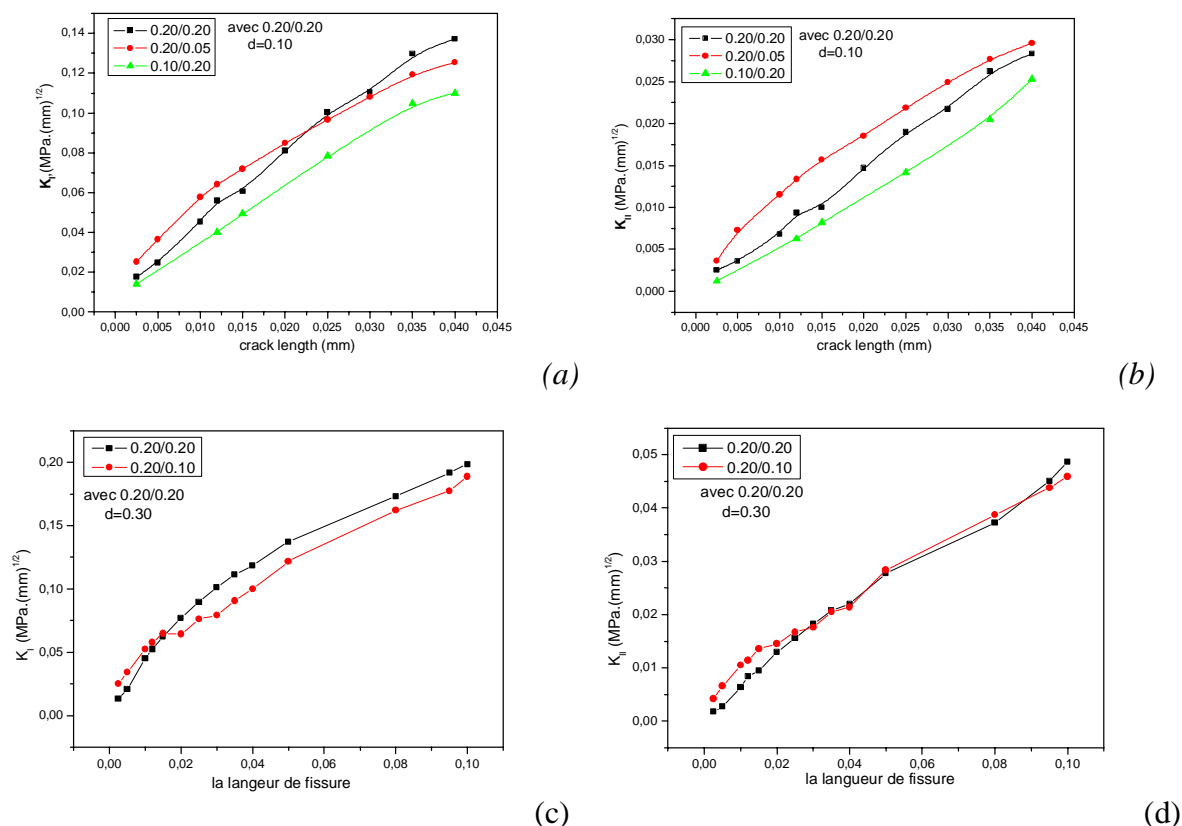


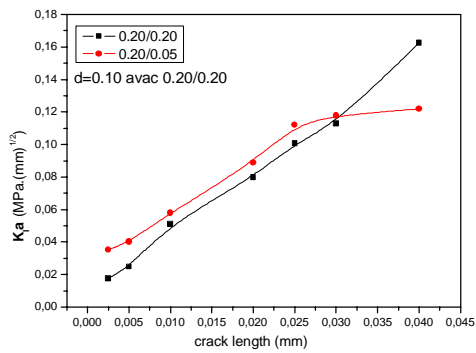
Figure 6. Variation of the FIC in mode I and II for d_1/d_2 reports come with a crack, with a distance $d=0.10$, 0.30mm and circular defect $0.20/0.20$ (a, b, c and d).

Figure 6. (a, b, c and d), illustrates the variation of the stress intensity factor in modes I and II according to the size of a crack from the cavity and the inter - distance between default circular aligned on the same axis of the bone cement loading of the prosthesis of the implant. Thus, regardless of the area of crack initiation, this factor is positive. Indeed, it depends on the intensity of the stress field in which the crack is located. To a decrease in the inter- distance stress intensity factor augment a remarkable way, beyond a certain default size FIC comes to increasing and that whatever the default size, heads crack lead to the same value of stress intensity factor for different area. Our results show that the interaction of the cavity is the heads of the crack does not lead to the same stress intensity factor, the difference is too pronounced factors for positions of the crack between the distance $d=0.1\text{cm}$. Our results say that the size of the crack and the inter-distance increases the risk of crack growth. This risk is higher for weak interaction.

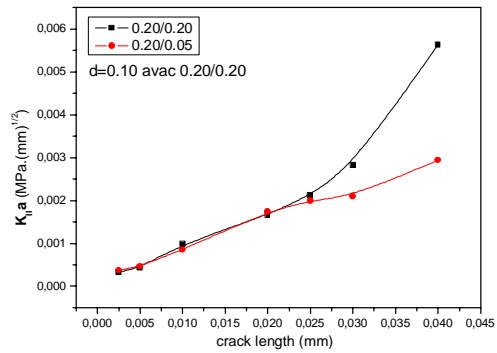
4.3. The interaction between two cracks emanating from a cavity - circular cavity (case III)

The following figures 7 and 8 (a, b, c and d) respectively show the variation of the stress intensity factor in CIF mode I and II crack tip 1 and 2 in the cement for different size and inter-distance between them , we note that the stress intensity factor increases with the decrease of the interaction distance for various defect report. In fact, the highest values of this factor in the cement Revenue Is peak at the vicinity of the crack-cement interface Cup. Believe these values by increasing the crack size and the inter-distance.

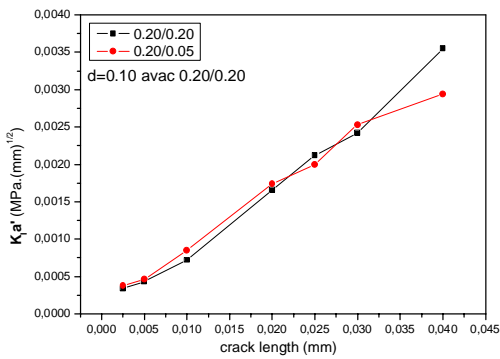
The cement a short distance interaction and a large size of the crack presents the risk of damage to the prosthesis, thus the risk of breakage caused cements since not have good resistance to tensile forces.



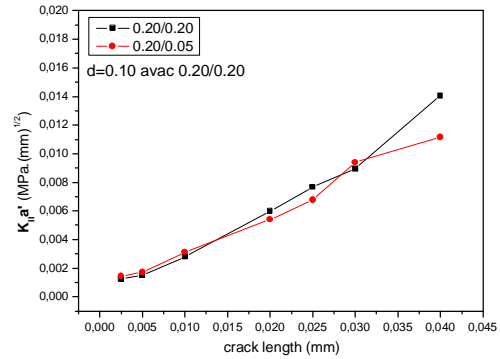
(a)



(b)

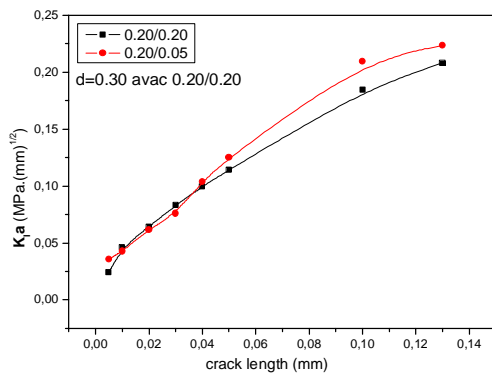


(c)

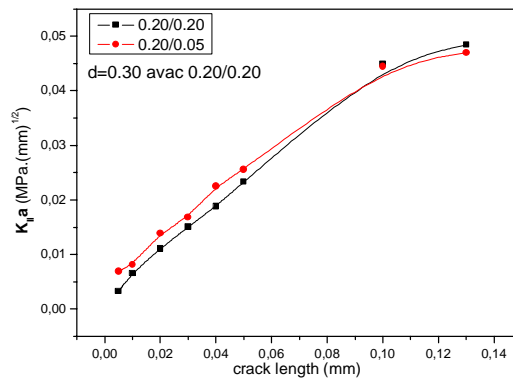


(d)

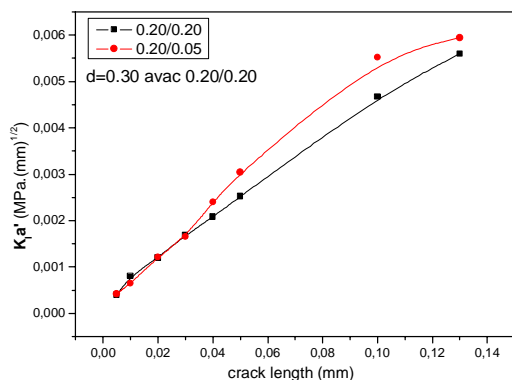
Figure 7. Variation of the FIC mode I and II crack tip1 and 2 from a cavity as a function of the separation distance $d=0.10\text{mm}$ and a cavity position (Case II) (a, b, c and d).



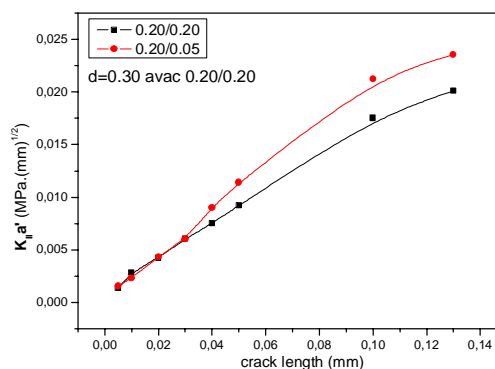
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure 8. Variation of the FIC mode I and II crack tip1 and 2 from a cavity as a function of the separation distance $d=0.30\text{mm}$ and a cavity position (Case II) (a, b, c and d).

4. Conclusion

The results obtained in this study show that:

- The most important FICs induced in the cement where the adjacent cavity closer, and the diameter ratio seems circular;
- The presence of cracks in the cement at the interface of the cup with mechanical viewpoint is detrimental since they can cause the loosening of the prosthesis;

We analyzed in this study the influence of a crack from a cavity near the interface on the cement shell in the loading axis of the implant to the position of the 25° angle (the position of mount stairs);

Our study shows that:

- The presence of a crack in the cement may break by opening her lips (mode I) and shear (Mode II) that is to say, in mixed mode, regardless of the type of interaction;
- The risk of rupture to the interaction of cracks in the third case, is higher than in other cases

5. References

- [1] Benbarek S., Bachir Bouiadjra B., Achour T., Belhouari M., Serier B. *Finite element analysis of the behaviour of crack emanating from microvoid in cement of reconstructed acetabulum*. Materials Science and Engineering, 2007, pp. 385-391.
- [2] Bachir Bouiadjra B., Belarbi A., Benbarek S., Achour T., Serier B. *FE analysis of the behaviour of microcracks in the cement mantle of reconstructed acetabulum in the total hip prosthesis*. Comput Mater Sci 40, 2007, 485–91.
- [4] Serier B., Bouiadjra Bachir. B., Benbarek S., Achour T. *Analysis of the effect of the forces during gait on the fracture behaviour in cement of reconstructed acetabulum*. Comput. Mater.Sci. 2009, 46, 267–274.
- [5] Bouziane M. M., Bouiadjra Bachir. B., Benbarek S., Tabeti M. S. H., Achour T. *Finite element analysis of the behaviour of microvoids in the cement mantle of cemented hip stem: static and dynamic analysis*. Materials and Design, 2009, pp. 545-550.
- [6] Leila Zouambi. Boualem Serier. Hamida Fekirini. Belabbes Bachir Bouiadjra. *Effect of the Cavity-Cavity Interaction on the Stress Amplitude in Orthopedic Cement*. Journal of Biomaterials and Nanobiotechnology, 2013, 4, 30-36, doi:10.4236/jbnb.2012.41005 Published Online January 2013 (<http://www.scirp.org/journal/jbnb>).
- [7] Benbarek S. *Finite element analysis of the behaviour of crack emanating from microvoid in cement of reconstructed acetabulum*. Materials Science and Engineering, 2007, pp. 385-391.
- [8] Benbarek S. *Numerical analysis of the crack growth path in the cement mantle of the reconstructed acetabulum*. Materials Science and Engineering, 2013, C 33, 543–549.

- [9] Ouinas D. *Fracture Behavior of the Cement Mantle of Reconstructed Acetabulum in the Presence of a Microcrack Emanating from a Microvoid*. International Journal of Materials Engineering, 2012, 2(6): 90-104 DOI:10.5923/j.ijme.20120206.04)
- [10] Benbarek S., Sahli A., Bouziane M.M., Bachir Bouiadjra B., Serier B. *Crack Length Estimation from the Damage Modelisation around a Cavity in the Orthopedic Cement of the Total Hip Prosthesis*, Key Engineering Materials, 2013, 577-578, 345,10.4028/www.scientific.net/KEM.577-578.345)
- [11] Bouziane M. M. *The Effects of Cracks Emanating from Micro-Void and Bone Inclusion in Cemented Total Hip Replacement*, Advances in Bio-Mechanical Systems and Materials, Advanced Structured Materials, 2013, 40, DOI: 10.1007/978-3-319-00479-2_4, © Springer International Publishing Switzerland
- [12] A. Ramos & C. Relvas & A. Completo & J. A. Simões, *The formation of cracks at cement interfaces of different femoral stem designs*. Eur Orthop Traumatol, 2013, 4:205 – 215.
- [13] Sandro Griza, Thiago Figueiredo Azevedo, Silvando V. dos Santos, Eduardo K. Tentardini , Telmo R. Strohaecker, *Metallurgical failure analysis of acetabular metal-backed screws*. Engineering Failure Analysis 32 ,2013, 178–187
- [14] Taylor D., Hazenberg J.G., Lee T.C. *The cellular transducer in damage-stimulated bone remodelling: a theoretical investigation using fracture mechanics*. Journal of Theoretical Biology 225 (2003) 65–75.
- [15] Nabais, C., Guedes, R.M., Simões, J.A.O., *damage initiation and propagation until failure of cemented hip implants*. Paper Ref: S2203_P0295 3rd International Conference on Integrity, Reliability and Failure, Porto/Portugal, 20-24 July 2009.
- [16] Renato Altobelli Antunes. Mara Cristina Lopes de Oliveira. *Corrosion fatigue of biomedical metallic alloys: Mechanisms and mitigation Renato Altobelli Antunes*. Acta Biomaterialia 8, 2012, 937–962.
- [17] ABAQUS Ver 9-11, User Guide; 2011. H.K. Sorensen. Abaqus user manual.



" Analyse modale des poutres en FGM "

"Bouamama Mohamed "¹,

" Elmeiche Abbes "¹,

" Elhannani Abdelhack "¹,

" Refassi Kaddour "¹,

" Megueni Abdelkader "¹

¹ "Faculté de Technologie, UDL-SBA, Laboratoire de Mécanique des Structures et des Solides (LMSS), Algérie, mechanicsgroup22@gmail.com"

Résumé :

Le concept des matériaux à gradient de propriétés (FGM) caractérisé par une propriété sans interruption changeante due à un changement continu de la composition, dans la morphologie et effectivement dans la structure cristalline, qui a beaucoup influencé de nombreux domaines de la science et de l'industrie. Ce travail vise à analyser le comportement dynamique des poutres en FGM soumis à différentes conditions aux limites, en utilisant le code d'élément finis ANSYS. En se basant sur le modèle théorique d'Euler Bernoulli (CBT), On suppose que les propriétés matérielles de la couche FGM seront évaluées de façon continue dans la direction d'épaisseur selon la loi de puissance (P-FGM), nous avons déterminé les fréquences naturelles et les modes propres pour différentes état des frontières.

Mots clés : poutre, FGM, Vibrations, Fréquence propre, ANSYS.

1. Introduction

Les matériaux fonctionnellement gradués (FGM) sont des classes de composites qui ont une variation continue des propriétés matérielles d'une surface à une autre, ce qui conduit à éliminer la concentration des contraintes rencontrées dans les composites stratifiés. Les concepts des FGM ont été proposés par des chercheurs Japonais en 1984 [1]. Ces matériaux possèdent de multiples avantages qui peuvent les rendre attractifs du point de vue de leur potentiel d'application. Il peut s'agir de l'amélioration de la rigidité, de la tenue à la fatigue, de la résistance à la corrosion ou de la conductivité thermique en plus d'avoir une gradation des propriétés permettant ainsi d'augmenter ou de moduler des performances telles que la réduction des contraintes locales [2],[3] plusieurs études étaient faites sur FGM : Auciello et Ercolano[4], Banerjee[5], Civalek et Kiracioglu[6]).Ce matériau (FGM) est largement utilisé dans plusieurs applications structurelles tels que; l'aéronautique, le nucléaire, le civil et l'automobile. Puisque les applications des ces nouveaux matériaux (FGM) ne cessent de ce développer, La poutre est considérée comme l'élément structural le plus répondu, puisqu'elle fait partie intégrante dans la plupart des ouvrages de construction ou des pièces machines [2], ce qui a rendu nécessaire l'étude de leur comportement statique/dynamique. Les poutres sont utilisées comme composant structural dans plusieurs applications de construction et un grand nombre d'études peut être trouvé en littérature au sujet de la vibration transversale des poutres isotropes uniformes [6]. Ouled Larbi [7] a fait une Etude comparative des différentes théories à ordre élevé pour la vibration libre des poutres FGM .Plusieurs approches ont été développées pour établir une analyse appropriée des ces poutres en FGM.

L'objectif de ce travail est d'analyser les vibrations libres des poutres FGM soumis aux différentes conditions d'appuis en utilisant la théorie d'Euler Bernoulli (CBT). On suppose que les propriétés matérielles changent continuellement à travers l'épaisseur de la poutre conformément à la fonction de puissance (P-FGM). Les solutions sont trouvées en résolvant Les équations d'équilibres aux problèmes des valeurs propres.

2. Modèle mathématique

Considérons une poutre FGM de longueur « L » et d'épaisseur « h », avec une largeur constant « b », Les propriétés du FGM varient de façon continue en fonction de la fraction volumique des matériaux suivant la direction de l'épaisseur (Figure 1).

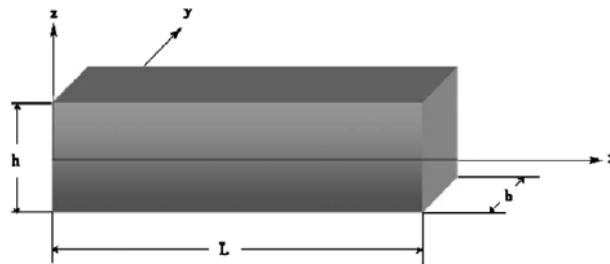


Figure 1. Géométrie d'une poutre en FGM

La fraction volumique dans les P-FGM est assurée par une loi de puissance suivant l'épaisseur :

$$g(z) = \left(\frac{z + h/2}{h} \right)^p \tag{1}$$

- g(z) : est la fonction de la fraction volumique ;
- p : indice de fraction volumique ;
- h : épaisseur de la poutre ;
- z : la coordonne suivant l'épaisseur ;

Les propriétés matérielles effectives, tel que le module de Young E, et le coefficient de Poisson ν et la densité de masse ρ , peuvent être exprimés par la loi des mélanges [8] comme :

$$E(z) = g(z).E1 + (1-g(z)).E2 \tag{2}$$

Où :

g(z): Fraction volumique

E2 et E1 et sont respectivement les propriétés matérielles (modules de Young ; densité ou coefficient de poisson) de la surface inférieure (z = -h/2) et de la surface supérieure (z = +h/2) de la poutre FGM.

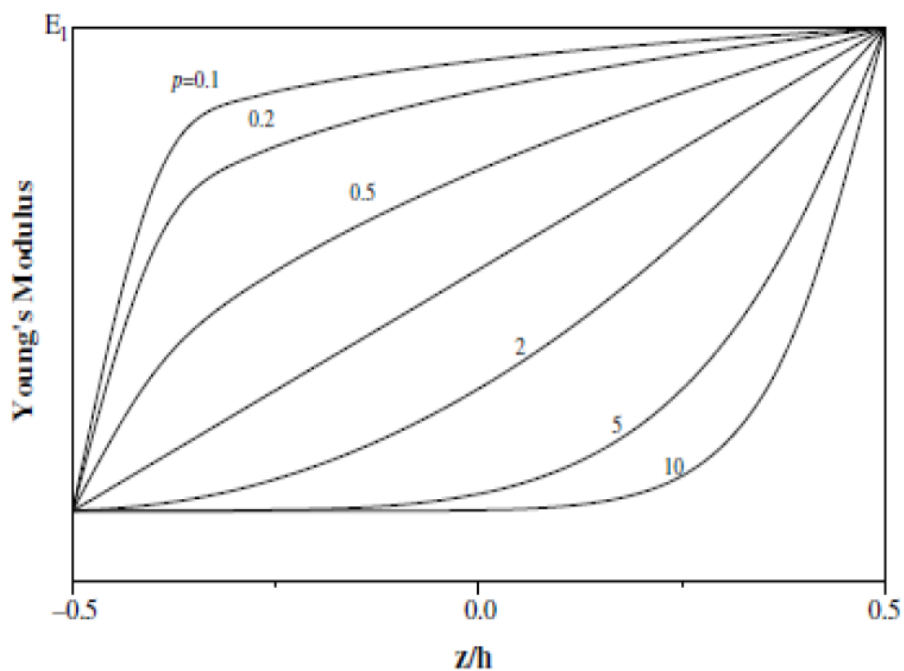


Figure 2. La variation du module de Young dans une poutre P-FGM

les propriétés matérielles sont données dans le (table 1)

Matériaux	Propriétés		
	E(GPa)	ρ (kg/l ³)	ν
Aluminium	70	2780	0.33
céramique	380	3800	0.33

Table 1. Les propriétés matérielles de la poutre en FGM.

3. Résultats et discussions

La poutre a été discrétisée en éléments finis, en utilisant l'élément de type (SOLID186). Nous avons calculée par ce modèle (code Ansys) les fréquences naturelles des quatre premiers modes de la poutre en FGM dans les différentes conditions d'appuis

mode	Fréquences naturelles		
	C-C	C-S	C-F
1	122.47	31.68	19.971
2	125.35	122.32	19.950
3	330.90	169.03	120.68
4	338.30	330.53	123.58

Table 2. la variation des fréquences naturelles de la poutre (C-C) par rapport a l'indice de fraction volumique 'p'.

D'après le tableau 2 on remarque que :

L'influence de l'exposant « p » de la fraction volumique est significative pour ($p > 1$) est moins significative pour ($p \leq 1$).

l'influence de l'exposant « p » de la fraction volumique est significative pour des modes vibratoires « n » plus élevés.

fréquences	C-C	C- F	C-S
Mode1	20.69	3.30	14.32
Mode2	55.86	20.40	45.68
Mode3	106.62	55.85	56.11
Mode4	116.27	56.16	93.15

Table 3. Les quatre fréquences naturelles de la poutre en FGM dans les conditions aux limites

Avec :

C-C : encastré- encastré

C-F : encastré- libre

C-S: encastré- simplement appuyée

Les modes vibratoires correspondants aux quatre premières fréquences naturelles de la poutre en FGM (encastré-encastré) sont illustrés dans la figure 2.

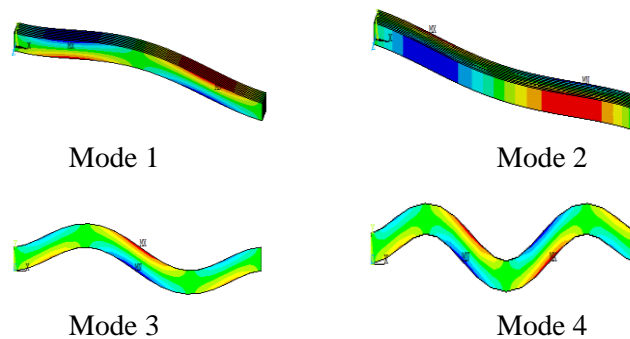


Figure 3. les quatre modes vibratoires de la poutre en FGM (C-C) sur Ansys

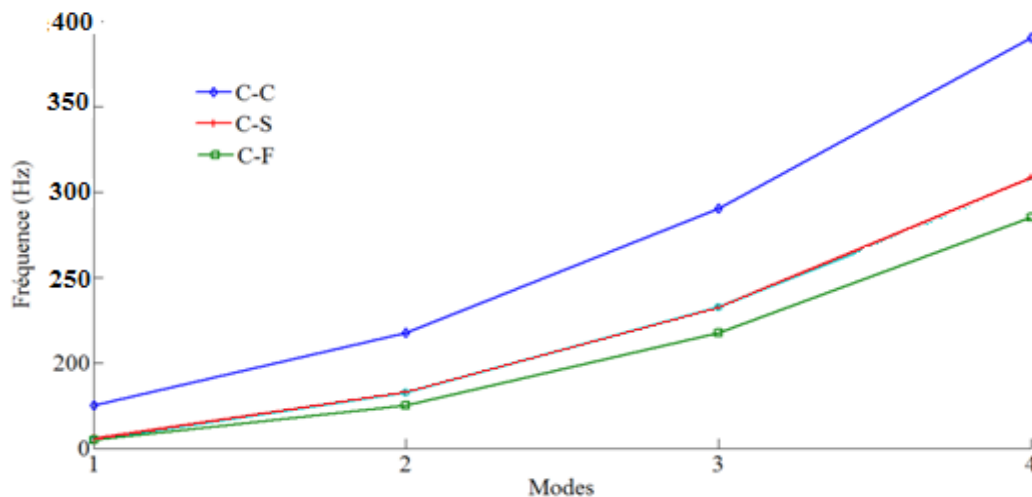


Figure 4. la variation des fréquences naturelles en fonction des mode propres

D'après le tableau 3 et les figures 3 et 4 on constate :

- pour les trois conditions d'appuis, l'augmentation des fréquences naturelles d'une poutre en FGM est liée à l'augmentation du nombre de mode.
- Les fréquences naturelles d'une poutre en FGM encastrée- encastrée (C-C) est plus grand que celle des autres conditions aux limites (C-S, C-F).

4. Conclusion

Les matériaux composites en FGM, ont évolué dans le domaine des structures à travers le monde et améliorés afin d'avoir une résistance mécanique élevée.

Le travail avait pour l'objectif l'étude de la réponse dynamique en fréquence naturelle des poutres en FGM par l'utilisation du code élément finis ANSYS. Les caractéristiques dynamiques présentées par les fréquences propres et leurs modes associés ont été évalué pour différentes conditions aux limites. Les résultats obtenus montrent l'influence des conditions aux limites sur les fréquences naturelles de la poutre en FGM, les fréquences naturelles d'une poutre (encasté-encasté) est plus grand que les autres conditions aux limites (encasté-libre),(encasté-appuis simple).

5. Bibliographie

- [1] Koizumi M. FGM activities in Japan. Composites Part B, 1997, Vol.28, pp. 1–4.
- [2] BENNAI R. contribution a l'étude de la vibration et la stabilité des structures Fonctionnellement graduées. Thèse de doctorat, Université Hassiba Ben Bouali de Chlef, Algerie ,2016.
- [3] TANIGAWA Y. Some basic thermo-elastic problems for nonhomogeneous structural materials. Applied Mechanics Reviews, 1995, vol 48, n° 6 , pp. 287-300.
- [4] AUCIELLO N.M., ERCOLANO A. A general solution for dynamic response of axially loaded non-uniform Timoshenko beams. International Journal of Solids and Structures, 2004, Vol.41, pp.4861–4874
- [5] BANERJEE J.R. Free vibration of axially loaded composite Timoshenko beams using the dynamic stiffness matrix method. Computers and Structures, 1998, Vol.69, pp.197–208.
- [6] CIVALEK O, KIRACIOGLU O. Free vibration analysis of Timoshenko beams by DSC method. Communications in Numerical Methods in Engineering, 2009, doi:10.1002/cnm.1279.
- [7] OULD LARBI L. Etude comparative des différentes théories à ordre élevé pour la vibration libre des poutres FGM. Thèse de Doctorat de l'université de Djillali Liabes de Sidi Bel Abbes, 2013.
- [8] Marur P. R. Fracture Behaviour of Functionally Graded Materials. Ph. D. dissertation, Auburn University, Alabama , 1999.

PRIMARY COMPOSITE STRUCTURES REPAIR: CHALLENGES AND INNOVATIVE SOLUTIONS

F. Collombet (1), L. Crouzeix (1), YH. Grunevald (2), R. Zitoune (1), Y. Davila (1), B. Douchin (1).

1: Université de Toulouse, INSA, UPS, Mines d'Albi, ISAE, ICA (Institut Clément Ader), 3 rue Caroline Aigle, F-31400 Toulouse.

2: Composites Expertise & Solutions, 131 Traverse de La Penne aux Camoins, F-13821 La Penne Sur Huveaune.

Keywords: primary composite structures, Multi-Instrumented Technological Evaluator toolbox, repair.

Abstract: Despite the high damage tolerance of the composite solution for Airbus Aircraft, some large damages can occur leading to industrial and scientific challenges for developing an optimal solution [1]. "In field" repair of composite primary principal structures is a very strategic issue for the aeronautical industry. Whatever the material (metallic or composite), the Structural Repair Manual (SRM) does not cover all repairs. As far as a composite solution is concerned, the fuselage and wing cannot be dismantled (and even if it could be, it would not be in accordance with schedule and cost for airline companies). Structural damage needs a "case by case" solution including design, calculation phases, damaged zone removal, patch construction, set-up and finishing. To respond to the needs of a "case by case" solution, a partnership (between ICA and CES, since 2002) led to an original concept called Multi-Instrumented Technological Evaluator toolbox (MITE toolbox). This toolbox allows a test/calculation dialogue adapted to the particular case of composite structures from the design standpoint of composite structural parts.

It deals with a set of complementary sets of "tools" and "methodologies". MITE toolbox involves three parts of equivalent importance: experimental, numerical and structural set-ups.

The objective of this toolbox is to address the response of limited size specimens (MITE) under complex loading and at the same time containing the scales representative of the industrial structure. The MITE can be designed for a case by case situation to study particular issues introduced by a design features within a structure. This approach is cheaper than a direct assessment of a real industrial part, and definitively well adapted to the situation of a repair zone (companion of the "building block approach"). We can choose the location of the zone of interest and the nature of the solicitation optimizing the MITE loading path. Several examples of advanced repair technological evaluators will be presented. These examples have provided a useful input to an increasingly important subject addressed by SAE CACRC (Commercial Aircraft Composite Repair Committee) in 2016 [2].
References:

1. Collombet, F., Grunevald, Y.H., Crouzeix, L., Douchin, B., Zitoune, R., Davila, Y., Cerisier, A., Thévenin, R. Chapter 10 Repairing composites, In book Advances in Composites Manufacturing and Process Design, Chap. 10, p.197-227. Ed.© 2015 Elsevier Ltd. 2015 ISBN: 978-1-78242-307-2.

2. Collombet, F. et al. Advanced Methodology to Evaluate Design of Large Bonded Composite Repair, invited lecture by Dr. Simon Waite, Senior Expert - Structures and Materials of European Aviation Safety Agency, AMS CACRC Commercial Aircraft Composite Repair Committee EASA, Cologne (Germany), 19th-23rd Sept. 2016.

" Analyse dynamique des plaques composites stratifiées en utilisant une nouvelle théorie FSDT "

Kada Draiche ^{1,2}

Lazreg Hadji ¹

Abdelouahed Tounsi ²

¹ Département de Génie Civil, Université Ibn Khaldoun Tiaret BP 78 Zaaroura, 14000 Tiaret, Algérie, kdraiche@yahoo.fr

² Laboratoire des matériaux et d'hydrologie, Faculté de technologie, Département de génie civil, université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbès Bp 89, cité Ben m'hidi 22000 - Sidi-Bel Abbès, Algérie, touabdel@yahoo.fr

Résumé :

A travers cette étude, une nouvelle théorie de la déformation de cisaillement du premier ordre est utilisée pour analyser le comportement dynamique des plaques composites stratifiées. Contrairement à la première théorie de déformation de cisaillement transversal du premier ordre (FSDT) à cinq inconnus, la présente théorie ne contient que quatre inconnus et a de fortes similitudes avec la théorie classique des plaques dans de nombreux aspects tels que les équations de mouvement, les conditions aux limites et les expressions des contraintes résultantes. Les équations d'équilibre et les conditions aux limites sont dérivées du principe d'Hamilton. Des solutions analytiques des stratifiés antisymétriques simplement appuyés à plis croisés et équilibrés, sont vérifiées et comparées avec les solutions exactes d'élasticité tridimensionnelle (3D) et celles prédites par les autres théories disponibles dans la littérature. Les études de comparaison montrent que cette nouvelle théorie peut atteindre la même précision que la théorie de déformation de cisaillement du premier ordre à cinq inconnus.

Mots clés: Plaque composite stratifié, Théorie FSDT, Principe d'Hamilton, Vibration libre.

1. Introduction

L'analyse vibratoire est une question d'actualité importante, tant d'un point de vue académique qu'industrielle. Cette thématique touche aussi d'autres domaines, tels que l'automobile, les ponts, les bâtiments, ou encore le génie nucléaire. Durant ces décennies, le domaine des vibrations connaît un regain d'intérêt du fait du besoin d'optimiser, d'alléger les structures couramment utilisées et soumises à de différents niveaux d'excitations importants. D'une autre manière, la compréhension de l'identité vibratoire de plaque devient donc d'une grande importance et aide les ingénieurs à concevoir de meilleures structures. Au final, les problématiques rencontrées concernent essentiellement des questions d'analyse des réponses dynamiques des plaques et leur dimensionnement. L'étude et l'analyse des vibrations ont pris au cours des dernières années, un essor considérable en raison du développement du comportement dynamique du matériau isotrope, orthotrope ou composite.

Vue à l'augmentation de l'application du stratifié dans les structures d'ingénierie, une variété de théories des plaques stratifiées ont été développées pour prédire son comportement. Plusieurs travaux plus récents sur le développement de théories des stratifiés ont été proposés par Ghugal et al. [1] et Khandan et al. [2]. Ces théories peuvent être classées comme des théories à approche monocouche équivalente «Equivalent Single Layer ESL» et peuvent être divisées en trois catégories principales, la théorie classique des plaques (CPT), la théorie de la déformation de cisaillement du premier ordre (FSDT) et les théories de déformation de cisaillement d'ordre élevé (HSDT). Dans ce présent travail, une nouvelle théorie de déformation du cisaillement du premier ordre à quatre variables, récemment développée par Mantari et Granados [3] pour les plaques en matériaux à gradient de propriétés, est évaluée dans cette étude pour analyser le comportement dynamique des plaques composites stratifiées.

2. Formulation théorique

Considérons une plaque rectangulaire d'épaisseur totale (h) composée de plusieurs couches orthotropes (n) avec le système de coordonnées illustré dans la figure (1) indiquée ci-dessous. En supposant que chaque couche possède un plan de symétrie élastique parallèle au plan $x - y$.

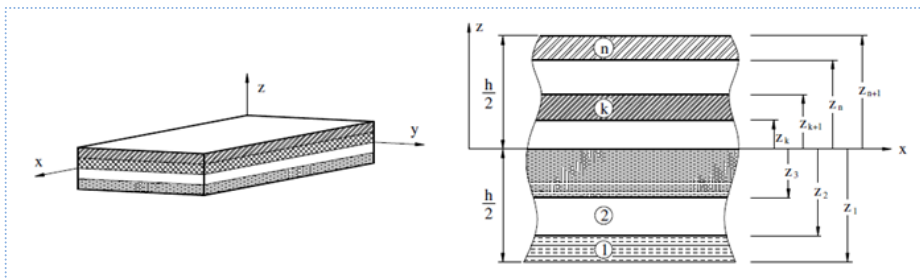


Figure1 : Système de coordonnées et numérotation des couches d'une plaque stratifiée.

1. Cinématique et champ de déformations

La cinématique du champ de déplacement de la présente nouvelle théorie contient que quatre variables et peut s'écrire sous une forme plus simple telle que [3] :

$$\begin{aligned} u(x, y, z) &= u_0(x, y) - zk_1 \int \theta(x, y) dx \\ v(x, y, z) &= v_0(x, y) - zk_2 \int \theta(x, y) dy \\ w(x, y, z) &= w_0(x, y) \end{aligned} \quad (1)$$

Où u_0 et v_0 sont les composantes de déplacement du plan médian de la plaque; θ est un terme mathématique qui permet d'obtenir les rotations de la normale au plan moyen autour des axes x et y . Les constantes k_1 et k_2 dépendent de la géométrie de la plaque considérée. Toutefois le champ de déformation est obtenu en substituant les termes de l'équation (1) dans la relation d'élasticité linéaire déformations-déplacements. Il est donné comme suit:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{\partial u_0}{\partial x} - zk_1\theta \\ \frac{\partial v_0}{\partial y} - zk_2\theta \\ \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} - k_1 \frac{\partial}{\partial y} \int \theta dx - k_2 \frac{\partial}{\partial x} \int \theta dy \end{Bmatrix}, \quad \begin{Bmatrix} \gamma_{xz} \\ \gamma_{yz} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{\partial w_0}{\partial x} - k_1 \int \theta dx \\ \frac{\partial w_0}{\partial y} - k_2 \int \theta dy \end{Bmatrix} \quad (2)$$

2. Equations constitutives

Etant donné que le matériau stratifié est constitué de plusieurs couches orthotropes avec leurs axes orientés arbitrairement en ce qui concerne les coordonnées de stratifié, les équations constitutives de chaque couche doivent être transformées dans le repère global du stratifié (x, y, z). Les relations constitutives pour n'importe quelle couche k d'un matériau stratifié dans le système de coordonnées (x, y), correspondent à un état de contraintes planes, elles s'expriment à l'aide des coefficients de rigidité réduite \bar{Q}_{ij} sous la forme suivante:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \\ \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} \end{Bmatrix}^{(k)} = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & 0 & 0 & 0 \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \bar{Q}_{66} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \bar{Q}_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \bar{Q}_{55} \end{bmatrix}^{(k)} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \end{Bmatrix}^{(k)} \quad (3)$$

3. Equations d'équilibre

L'équation du mouvement de la plaque composite en vibration libre peut être obtenue du principe d'Hamilton. L'énergie potentielle totale de la plaque considérée est exprimée comme suit:

$$\int_{t_1}^{t_2} (\delta U - \delta T) dt = 0 \quad (4)$$

Où δU et δT sont les variations, de l'énergie de déformation et de l'énergie cinétique, respectivement. Ces deux sont déterminées à partir des relations suivantes :

$$\begin{aligned} \delta U &= \int_{-h/2}^{h/2} \int_A (\sigma_x \delta \varepsilon_x + \sigma_y \delta \varepsilon_y + \sigma_{xy} \delta \gamma_{xy} + \sigma_{xz} \delta \gamma_{xz} + \sigma_{yz} \delta \gamma_{yz}) dAdz \\ \delta T &= \int_{-h/2}^{h/2} \int_A \rho^k \left(\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \delta u + \frac{\partial^2 v}{\partial t^2} \delta v + \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} \delta w \right) dAdz \end{aligned} \quad (5)$$

Où ρ^k et A représentent la densité du matériau et la surface de la plaque, respectivement. En remplaçant les expressions données par les équations (1, 2, 3) dans les équations (4, 5) et en faisant l'intégration par parties, et ensuite la collection des coefficients ou bien des termes de $\delta u_0, \delta v_0, \delta w_0$ et $\delta \theta$, on obtient les équations de mouvement suivantes:

$$\begin{aligned}
\delta u_0 : \frac{\partial N_x}{\partial x} + \frac{\partial N_{xy}}{\partial y} &= I_1 \ddot{u}_0 + k_1 \frac{I_2}{\alpha^2} \frac{\partial \ddot{\theta}}{\partial x} \\
\delta v_0 : \frac{\partial N_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial N_y}{\partial y} &= I_1 \ddot{v}_0 + k_2 \frac{I_2}{\beta^2} \frac{\partial \ddot{\theta}}{\partial y} \\
\delta w_0 : \frac{\partial Q_{xz}}{\partial x} + \frac{\partial Q_{yz}}{\partial y} &= I_1 \ddot{w}_0 \\
\delta w_s : k_1 M_x + k_2 M_y - \left(\frac{k_1}{\alpha^2} + \frac{k_2}{\beta^2} \right) \frac{\partial^2 M_{xy}}{\partial x \partial y} + \frac{k_1}{\alpha^2} \frac{\partial Q_{xz}}{\partial x} + \frac{k_2}{\beta^2} \frac{\partial Q_{yz}}{\partial y} &= -k_1 \frac{I_2}{\alpha^2} \frac{\partial \ddot{u}_0}{\partial x} \\
&\quad - k_2 \frac{I_2}{\beta^2} \frac{\partial \ddot{v}_0}{\partial y} - k_1^2 \frac{I_3}{\alpha^4} \frac{\partial^2 \ddot{\theta}}{\partial x^2} - k_2^2 \frac{I_3}{\beta^4} \frac{\partial^2 \ddot{\theta}}{\partial y^2}
\end{aligned} \tag{6}$$

Où N , M et Q sont les contraintes résultantes définies par :

$$\begin{aligned}
(N_x, N_y, N_{xy}) &= \sum_{k=1}^n \int_{z_k}^{z_{k+1}} (\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}) dz, \\
(M_x, M_y, M_{xy}) &= \sum_{k=1}^n \int_{z_k}^{z_{k+1}} (\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}) z dz, \\
(Q_{xz}, Q_{yz}) &= \sum_{k=1}^n \int_{z_k}^{z_{k+1}} K (\tau_{xz}, \tau_{yz}) dz
\end{aligned} \tag{7}$$

Où K est le facteur de correction de cisaillement. Les termes d'inerties de masse sont définis par les relations suivantes :

$$(I_1, I_2, I_3) = \sum_{k=1}^n \int_{z_k}^{z_{k+1}} \rho^{(k)} (1, z, z^2) dz \tag{8}$$

Pour résoudre le problème du comportement vibratoire des plaques en matériaux composites stratifiés, on emploie les solutions de Navier qui sont développées sous la forme d'une double série trigonométrique de Fourier et en substituant ces derniers dans les équations d'équilibre (6), la vibration libre des plaques composites stratifiées peut être obtenue à partir de l'équation suivante :

$$([K] - \omega^2 [M]) \{\Delta\} = \{0\}, \tag{9}$$

Où $[K]$, $[M]$, ω et $\{\Delta\}$ sont la matrice de rigidité globale obtenue par assemblage des matrices élémentaires, la matrice masse, la fréquence propre de vibration et le vecteur global des déplacements inconnus, respectivement.

3. Résultats numériques et discussions

Dans cette étude, le modèle proposé a été employé pour analyser le comportement dynamique des plaques stratifiées antisymétriques simplement appuyées à plis croisés et équilibrés. Les exemples numériques sont présentés et validés avec d'autres travaux pour vérifier l'exactitude de la présente théorie.

Les propriétés matérielles adimensionnelles utilisées dans la présente étude sont :

$$E_1 / E_2 = Open, \quad G_{12} = G_{13} = 0.6 E_2, \quad G_{23} = 0.5 E_2, \quad \nu_{12} = 0.25 \tag{10}$$

La fréquence naturelle fondamentale est représentée en tant que terme adimensionnel $\bar{\omega}$ défini pour présenter les résultats numériques obtenus sous formes tabulaires, ce terme peut être défini comme :

$$\bar{\omega} = \frac{\omega a^2}{h} \sqrt{\rho / E_2} \quad (11)$$

1. Effet du rapport d'orthotropie

Les fréquences fondamentales adimensionnelles sont données dans le tableau (1) pour différentes valeurs du rapport des modules de Young et du nombre de plis des plaques stratifiés antisymétriques croisés. Notre objectif est de vérifier l'exactitude et la bonne convergence du présent travail, à cet effet les résultats numériques obtenus sont comparés aux solutions exactes 3D effectués par Noor [4] et celles présentés par Thai et Kim [5]. Toutefois on constate que les résultats obtenus par la présente théorie FSDT sont identiques à ceux prévus par la théorie FSDT à cinq variables [5].

Tableau 1. Fréquences fondamentales adimensionnelles d'une plaque stratifiée carrée (0/90)_n pour différentes valeurs du rapport d'orthotropie, avec a/h=5.

Nombre des couches	Théories	E1/E2				
		3	10	20	30	40
(0/90)1	Exact [4]	6.2578	6.9845	7.6745	8.1763	8.5625
	TSDT [5]	6.2169	6.9887	7.8210	8.5050	9.0871
	FSDT [5]	6.2085	6.9392	7.7060	8.3211	8.8333
	Présente	6.2085	6.9392	7.7060	8.3211	8.8333
(0/90)2	Exact [4]	6.5455	8.1445	9.4055	10.1650	10.6789
	TSDT [5]	6.5008	8.1954	9.6265	10.5348	11.1716
	FSDT [5]	6.5043	8.2246	9.6885	10.6198	11.2708
	Présente	6.5043	8.2246	9.6885	10.6198	11.2708
(0/90)3	Exact [4]	6.6100	8.4143	9.8398	10.6958	11.2728
	TSDT [5]	6.5558	8.4052	9.9181	10.8547	11.5012
	FSDT [5]	6.5569	8.4183	9.9427	10.8828	11.5264
	Présente	6.5569	8.4183	9.9427	10.8828	11.5264
(0/90)5	Exact [4]	6.6458	8.5625	10.0843	11.0027	11.6245
	TSDT [5]	6.5842	8.5126	10.0674	11.0197	11.6730
	FSDT [5]	6.5837	8.5132	10.0638	11.0058	11.6444
	Présente	6.5837	8.5132	10.0638	11.0058	11.6444

Les résultats obtenus confirment que le degré de l'orthotropie à un effet significatif sur les fréquences naturelles, ce dernier est considéré variable en fonction du rapport des modules d'élasticité longitudinale suivant les deux directions différentes du matériau et comme prévu, il a indiqué très clairement qu'avec l'augmentation du nombre de couches, la rigidité de la plaque est augmentée et par conséquent augmentent les fréquences propres de vibration.

2. Effet du rapport d'élanement

Dans cet exemple, une analyse a été effectuée sur les stratifiés antisymétriques équilibrés à deux couches de même épaisseur (0/-0). Le tableau (2) montre les fréquences fondamentales adimensionnelles pour les différents rapports d'élanement. On observe que les résultats obtenus par la présente théorie et le modèle de la théorie FSDT à cinq variables sont en excellent accord les uns avec les autres. Les résultats sont également comparés à ceux présentés par Kim et al. [5] en utilisant les théories TSDT, FSDT et CPT ainsi que avec la théorie d'ordre élevé HSDT [6].

Tableau 2. Fréquences fondamentales adimensionnelles d'une plaque antisymétrique carrée (θ/θ) pour différentes valeurs du rapport h/a .

E1/E2	a/h	Théories				
		HSDT [6]	TSDT [5]	FSDT [5]	Présente	CLPT [5]
3	4	6.1223	6.0861	6.0665	6.0665	6.9251
	10	7.1056	7.0739	7.0700	7.0700	7.2699
	20	7.3001	7.2705	7.2694	7.2694	7.3228
	50	7.3583	7.3293	7.3291	7.3291	7.3378
	100	7.3666	7.3378	7.3378	7.3378	7.3400
10	4	7.2647	7.3470	7.2169	7.2169	8.7950
	10	8.9893	8.9660	8.9324	8.9324	9.3444
	20	9.3265	9.3266	9.3173	9.3173	9.4304
	50	9.4377	9.4377	9.4362	9.4362	9.4548
	100	9.5123	9.4540	9.4537	9.4537	9.4583
20	4	8.0490	8.4152	8.1185	8.1185	10.6314
	10	10.6412	10.7151	10.6265	10.6265	11.3406
	20	11.2975	11.2772	11.2517	11.2517	11.4525
	50	11.5074	11.4553	11.4511	11.4511	11.4844
	100	11.5385	11.4816	11.4806	11.4806	11.4889
30	4	8.5212	9.1752	8.7213	8.7213	12.1586
	10	11.8926	12.0971	11.9456	11.9456	12.9888
	20	12.8422	12.8659	12.8208	12.8208	13.1203
	50	13.1566	13.1153	13.1077	13.1077	13.1577
	100	13.2035	13.1524	13.1505	13.1505	13.1631
40	4	8.8426	9.7594	9.1609	9.1609	13.5059
	10	12.9115	13.2631	13.0439	13.0439	14.4392
	20	14.1705	14.2463	14.1790	14.1790	14.5873
	50	14.6012	14.5724	14.5608	14.5608	14.6295
	100	14.6668	14.6212	14.6183	14.6183	14.6356

4. Conclusion

L'objectif assigné à cette recherche est l'étude du comportement vibratoire des plaques composites stratifiées antisymétriques. A cet effet nous avons proposée une méthode de calcul analytique et numérique qui se base sur une nouvelle théorie de déformation de cisaillement du premier ordre (FSDT) à quatre variables pour analyser les vibrations libres des plaques composites stratifiées à séquence d'empilement croisé et équilibré. Les équations de mouvement sont dérivées du principe d'Hamilton et sont résolues d'une manière analytique pour des plaques stratifiées simplement appuyées. La nouvelle théorie est très intéressante, efficace et plus d'avantage que la première théorie FSDT à cinq variables, puisque le nombre d'inconnus et les équations d'équilibre de la présente FSDT sont réduites d'une variable et, par conséquent, rendent la nouvelle théorie simple et efficace à utiliser. Les études de vérification montrent que les prédictions de la présente théorie de déformation du cisaillement FSDT et de la théorie FSDT existante pour les stratifiés sont proches les unes des autres. Cela indique que l'utilisation des hypothèses simplifiées dans cette étude a un impact minimal sur la précision des résultats pour le problème considéré, mais elle peut améliorer un paramètre très important, c'est le temps de calcul en raison de la réduction du nombre d'inconnus et les équations de mouvement.

5. Bibliographie

- [1] Ghugal YM, Shimpi RP. A review of refined shear deformation theories of isotropic and anisotropic laminated plates. *J Reinf Plast Compos*; 2002, 21(9):775–813.
- [2] Khandan R, Noroozi S, Sewell P, Vinney J. The development of laminated composite plate theories: a review. *J Mater Sci*; 2012, 47(16):5901–10.
- [3] Mantari J.L., Granados E.V. Dynamic analysis of functionally graded plates using a novel FSDT, *Composites Part B* 75, 2015, 148-155.
- [4] Noor AK. Free vibrations of multilayered composite plates. *AIAA J*; 1973, 11(7):1038–9.
- [5] Thai HT, Kim SE. Free vibration of laminated composite plates using two variable refined plate theory. *Int J Mech Sci*; 2010, 52(4):626–633.
- [6] Swaminathan K, Patil S. Analytical solutions using a higher order refined computational model with 12 degrees of freedom for the free vibration analysis of antisymmetric angle-ply plates. *Compos Struct* 2008, 82(2): 209–16.



Caractérisation du comportement HIPS sous tension uni axiale et modélisation de la loi de comportement thermomécanique du module de Young dans le domaine élastique.

H.EL BHILAT ¹

A.HACHIM ²

K.EL HAD ²

¹ « Ecole Nationale Supérieure d'Electricité et de Mécanique, Laboratoire de Contrôle et Caractérisation Mécanique des Matériaux et des Structures, Casablanca »

Hanan.el.bhilat@gmail.com

² « ISEM, Mécanique, route d'El Jadida, Casablanca, Maroc »

Résumé :

Ce travail est une contribution la caractérisation du comportement du polystyrène choc lors d'une sollicitation en traction ainsi que les différentes phases qui caractérisent l'évolution de la courbe de traction unidirectionnelle. Ce modèle théorique du module de Young du HIPS appliqué à ce matériau donne des bons résultats vers des températures élevées à partir de 60 °C pour décrire le comportement thermomécanique du polystyrène choc comparé à celui issu des essais en traction sous différentes températures.

1. Introduction :

La maîtrise du comportement des matériaux polymères et des structures exposés à des variations de températures est nécessaire lors de la conception et de l'utilisation de ces matériaux afin de prévenir la température critique, l'objectifs de ce travail et de caractériser le comportement du polystyrène choc (High Impact Polystyrene HIPS) lors de la sollicitation en traction unidirectionnelle et de modéliser la variation du module de Young en fonction de la température à partir de la loi de comportement thermomécanique [1] dans le domaine élastique et de le comparer avec les résultats expérimentaux.

2. Expérimentation et méthode :

1. Caractérisation du matériau:

Les essais de traction ont été réalisés sur une machine universelle «Zwick ROELL» au laboratoire LPEE de Casablanca, avec une charge maximale de 2,5 KN, ce qui nous a permis d'obtenir plus de précision dans nos tests, compte tenu de la nature du matériel d'essai la géométrie de l'éprouvette qui a une faible épaisseur. La machine d'essai de traction se compose normalement de deux mâchoires qui peuvent être déplacées à une gamme de vitesses constantes choisies par l'opérateur. Une cellule de charge est montée sur une mâchoire et, à l'aide d'une paire de poignées, un échantillon est fixé entre la cellule de charge et une plaque de base fixe. Lorsque le faisceau se déplace, la force sur l'échantillon est enregistrée par la cellule de charge et la contrainte est mesurée à l'aide d'un extensomètre.

Les courbes d'essai donnant la contrainte en fonction de l'allongement sont données sur la figure 3:

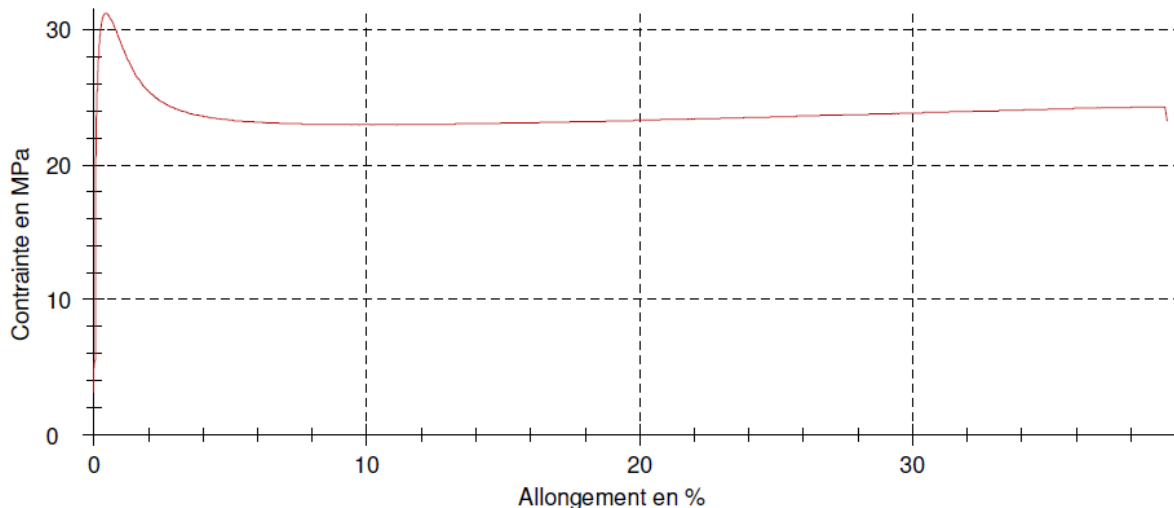


Figure 3: La courbe contrainte-déformation des éprouvettes en HIPS

2. Détermination de la loi de comportement thermoélastique d'un matériau

Soit un matériau isotrope unidirectionnel, soumis à des contraintes mécaniques et à un gradient thermique $\phi = \Delta T$. La contrainte totale σ subie par le matériau est la somme des contraintes thermique et mécanique.

La loi de Hooke établie entre les contraintes mécaniques et les déformations élastiques donne la relation suivante [2] :

$$\varepsilon = \frac{1}{E} (\sigma - \sigma_{thermique}) \quad (1)$$

Où la contrainte thermique est définie par la relation:

$$\sigma_{thermique} = E_0 \alpha \Delta T \quad (2)$$

Avec : $\Delta T = T - T_0$

Où E_0 est le module d'Young du matériau à la température T_0 et α est le coefficient de dilatation thermique du matériau.

Le comportement élastique, caractérisé par la réversibilité des déformations lors de la suppression des contraintes, ne se manifeste seul que pour des contraintes inférieures à une valeur limite, notée R_e qui est appelée limite d'élasticité [3], comme l'indique la figure suivante :

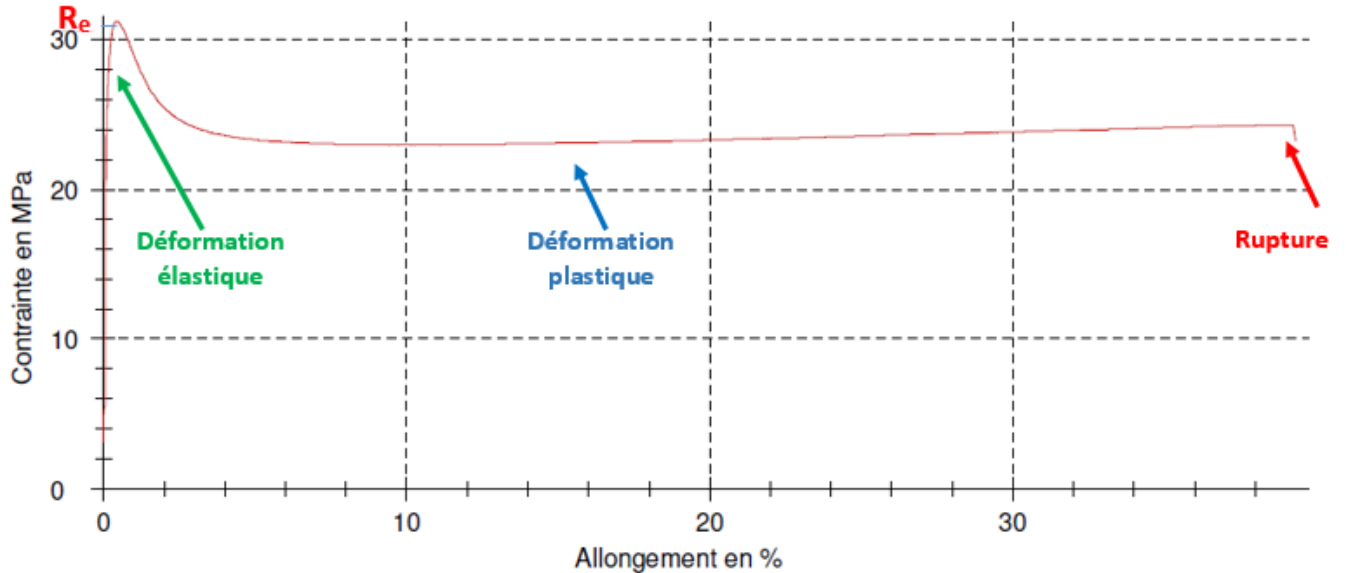


Figure 2 : Courbe de traction unidirectionnelle des polymères

Au-delà de cette valeur limite, les déformations permanentes s'ajoutent aux déformations élastiques et/ou bien la rupture se produit. Sachant que le module d'élasticité est la pente de la courbe contrainte-déformation [4,5], il est nécessaire, pour avoir une valeur optimale du module E de supposer que la contrainte totale σ ne doit pas dépasser la limite d'élasticité R_e du matériau. Cette approximation permet également de rester dans la zone des déformations

élastiques. On pose donc :

$$\sigma = R_e \quad (3)$$

En considérant les relations (2) et (3), la relation (4) devient:

$$\varepsilon = \frac{1}{E} (R_e - E_0 \alpha \Delta T) \quad (4)$$

Soit :

$$E = \frac{1}{\varepsilon} (R_e - E_0 \alpha \Delta T) \quad (5)$$

On suppose qu'à la température T_0 , $E = E_0$. Et $\varepsilon_{\text{thermique}} = \alpha \Delta T = 0$. Avec cette hypothèse, nous obtenons:

$$\varepsilon = \frac{R_e}{E} \quad (6)$$

Les relations (5) et (6) conduisent alors à l'équation:

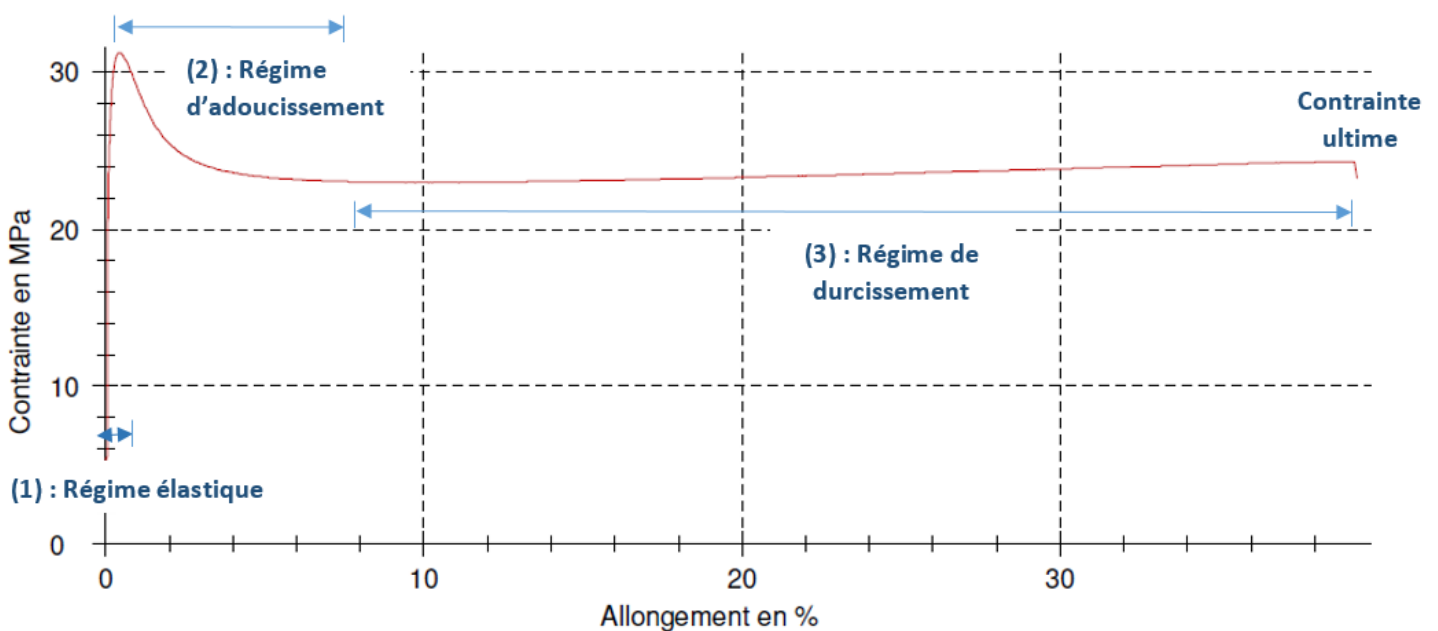
$$E = \frac{E_0}{R_e} (R_e - E_0 \alpha \Delta T) \quad (7)$$

La relation (7) permet de calculer théoriquement le module d'Young d'un matériau en fonction de la température. Nous l'utiliserons pour la détermination du module d'élasticité de deux matériaux à diverses températures.

3. Résultats

1. Réponse du matériau à 25 °C:

La réponse initiale de contrainte-déformation du HIPS est approximativement linéaire, bien que le module soit plus faible en raison de la présence du caoutchouc. Cependant, à une



contrainte de 23 MPa, l'échantillon commence à blanchir, et par la suite les propriétés de contrainte-déformation sont complètement différentes de celles du polystyrène. Il y a une limite d'élasticité à 31,23 MPa, suivie d'une chute de contrainte à 23,7 MPa. La contrainte monte alors très lentement jusqu'à ce que l'éprouvette se rompe à une contrainte de 24,8 MPa et un allongement à la rupture de l'ordre de 40%. Le blanchiment sous contrainte observé à un allongement de 1% devient plus intense au fur et à mesure que le test se déroule et il est évident qu'il n'y a aucun signe de rétreint: la section transversale de l'échantillon change très peu entre la limite d'élasticité et la fissure.

Figure 3: Les différentes phases de la courbe contrainte-déformation du HIPS

Dans la partie initiale de la courbe HIPS (figure 3), le matériau se comporte de manière élastique, c'est-à-dire que la contrainte est proportionnelle à la déformation et que la loi de Hooke est respectée (régime élastique(1)). Ce comportement élastique est réversible. Au fur et à mesure que la contrainte augmente, la courbe diminue jusqu'à ce qu'elle atteigne un maximum, classiquement appelé point d'écoulement. Après déformation, le matériau subit une déformation plastique ou «quasi plastique» qui présente un allongement important à une contrainte presque constante (régime de l'adoucissement(2)). Dans cette région, la déformation appliquée est en partie irréversible. Au-delà du seuil d'écoulement (contrainte d'écoulement), la contrainte augmente à nouveau et le matériau subit un durcissement (3). À un certain point de déformation, le matériau se casse finalement (Young et Lovell, 1986) [6].

2. Application du modèle

Dans nos simulations, nous allons prendre le polystyrène choc dont le module d'Young à la température ambiante T_0 vaut $E_0 = 0.24$ Gpa et dont le coefficient de dilatation et la limite d'élasticité valent respectivement $\alpha_{HIPS} = 10.10^{-5} K^{-1}$ et $Re = 30.5$ Mpa nous prenons $T_0 = 25^\circ C$.

Ensuite nous avons appliqué le modèle thermomécanique à plusieurs températures, en parallèle nous avons effectué une série d'essais de traction des éprouvettes en HIPS allant de la température ambiante $T = 25^\circ C$ jusqu'à la température $T = 100^\circ C$ (le matériau n'est plus manipulable).

La courbe de la figure montre l'évolution du module de Young lors des essais de traction sur les différentes températures :

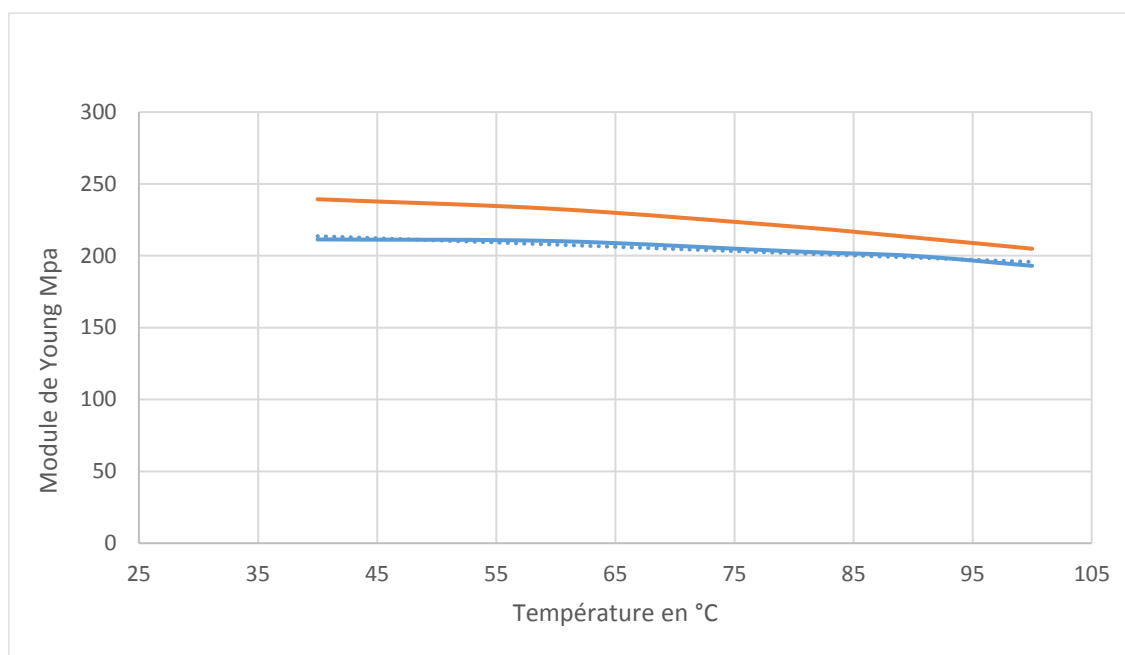


Figure 4 : Variation du module de Young du HIPS théorique et expérimental en fonction de la température

Le tableau 1 regroupe les résultats issus des courbes précédentes :

Tableau 1 : Valeurs du module d'Young du HIPS en fonction de la température

Température (°C)	Module de Young expérimental (Mpa)	Module de Young modélisé (Mpa)	Erreur relative (%)
40	211,37	239,3262754	13,22623
60	210,229	232,5514914	10,61818
80	203,04	220,304717	8,503111
90	199,947	212,8018489	6,429128
100	193,01	204,9202494	6,170794

D'après le tableau des résultats, nous constatons que l'erreur relative dépasse 10% pour des températures inférieures à 60 °C, pour des températures plus élevées cette erreur diminue remarquablement, la cause de cette différence peut être attribuée au comportement du polystyrène choc sous des températures assez proche de la température ambiante, en effet, le matériau rigide semble se déformer élastiquement d'un point de vue macroscopique alors qu'il développe des petits craquelures à l'intérieur même avant l'atteinte de la limite d'écoulement, ce phénomène s'annule vers des températures plus élevées lorsque le matériau devient plus ductile.

4. Conclusion :

Dans ce travail nous avons décrit le comportement du polystyrène choc lors d'une sollicitation en traction ainsi que les différentes phases qui caractérisent l'évolution de la courbe de traction unidirectionnelle. Ensuite nous avons constaté que le modèle théorique du module de Young du HIPS donne des bons résultats vers des températures élevées pour décrire le comportement thermomécanique du polystyrène choc comparé à celui issu des essais en traction sous différentes températures.

5. Bibliographie :

- [1] Lemanle et al. J. Mater. Environ. Sci. 4 (6) (2013) 1034-1041
- [2] Collard, C., Benzineb, T., Patoor, E., Bensalah, O. M., Mater. Sci. Eng., A, 481-482, (2008) 366-370.
- [3] Dour, G., Durand, F. Bréch, Y., Mater. Sci. Eng. 5, (1997) 275-288.
- [4] Michel, D., Aide-mémoire science des matériaux, Dunod, Paris (2004) 89-130.
- [5] Zhonghao, J., Xianli ; L., Hanzhuo, Z., Guangyue, L., Jianshe, L., Comp. Sci. Tech., Volume 65, (2005) 1176-1194
- [6] Bucknall, C B (1977), "Toughened Plastics", Applied Science, London

"Evaluation de la méthode d'homogénéisation à champs moyens dans le cas du comportement thermique d'un composite à fibres courtes"

"El Marzouki Sara"¹

"El Minor Hassan"²

"Kanit Toufik"³

¹ "ENSA Agadir -Université Ibn Zohr, Equipe de recherche Matériaux, Mécanique et Génie civil, Maroc, elmarzoukisarah@gmail.com"

² "ENSA Agadir -Université Ibn Zohr, Equipe de recherche Matériaux, Mécanique et Génie civil, Maroc, h.elminor@uiz.ac.ma"

³ "Université Lille I - Sciences et technologies, Laboratoire de mécanique de Lille, France, toufik.kanit@univ-lille1.fr"

Résumé :

La présente étude est une évaluation de la méthode d'homogénéisation à champs moyens, dans le cas du comportement thermique d'un composite à fibres courtes, à travers une comparaison avec les résultats obtenus par des calculs directs. Les microstructures ont été générées pour des fractions volumiques différentes des fibres. Pour la méthode des champs moyens la microstructure est subdivisée en sous-domaines à fibres unidirectionnelles sur lesquels les calculs d'homogénéisation sont effectués. Des données statistiques sur la distribution des différentes orientations permettent, ensuite, d'obtenir les propriétés macroscopiques. Ces résultats sont, finalement, comparés avec les résultats de calculs directs.

1. Introduction

Les composites sont très convoités pour leurs multiples utilisations possibles dans divers domaines. L'intérêt porté sur ce type de matériaux présente continuellement une grande opportunité pour la recherche scientifique, notamment en vue d'approfondir la compréhension de leur comportement. Parmi les méthodes utilisées pour prédire le comportement de ces matériaux, l'homogénéisation numérique. Celle-ci peut se faire de plusieurs manières dont l'homogénéisation à calculs directs et l'homogénéisation par champs moyens. La première méthode ayant déjà fait ses preuves [reste néanmoins assez coûteuse en matière de temps comparée à la deuxième, très prometteuse ([1] et [2]) et moins utilisée. La présente étude est une comparaison entre ces deux méthodes dans le cas d'un composite à fibre courte en comportement thermique.

L'homogénéisation numérique par champs moyens est une homogénéisation à deux étapes nécessitant la connaissance des fractions volumiques des inclusions ainsi que d'informations statistiques sur la distribution des orientations des fibres dans le matériau [3]-[5]. La microstructure est subdivisée en sous-domaines, ou grains, chacun maintenant un seul et unique angle d'orientation des fibres. Chaque grain est donc un composite biphasé possédant une matrice et des inclusions ayant la même forme, les mêmes proportions et la même orientation. Une homogénéisation numérique classique est ensuite effectuée pour chaque grain et la conductivité thermique effective du matériau est calculée en attribuant à chaque grain la probabilité d'apparition de l'orientation qu'il représente.

L'objectif de cette étude est de vérifier la fiabilité de la méthode d'homogénéisation par champs moyens pour la prédiction du comportement thermique d'un composite à fibres courtes et ce en comparant ses résultats à ceux obtenus par homogénéisation à calculs directs et par calculs analytiques.

2. Matériau et microstructures

1. Propriétés du matériau

Le matériau étudié est un composite bi-phasique à fibres courtes orientées aléatoirement. L'étude est menée pour trois fractions volumiques différentes, $V_f=10\%$, 15% et 20% , et les propriétés thermiques respectives des inclusions et de la matrice sont $\lambda_i=10W/Km$ et $\lambda_m=1W/Km$, faisant un contraste de $c_\lambda=\lambda_i/\lambda_m=10$.

2. Les microstructures

Les microstructures générées pour cette étude sont de deux types : à orientations aléatoires des fibres et à une seule orientation des fibres. Les premières sont utilisées pour faire une homogénéisation numérique classique du matériau étudié, tandis que la deuxième servira pour l'homogénéisation à champs moyens. La section 3 offrira plus d'explications sur la différence entre ces deux microstructures ainsi que sur les deux procédés d'homogénéisation.

Les deux configurations ont été générées sous MATLAB à l'aide d'un code de calcul automatique. L'emplacement des inclusions reste aléatoire pour les deux configurations mais les orientations des fibres changent. Dans le cas des microstructures à orientation aléatoire des fibres (figure 1), le code de calcul prend en compte les probabilités d'occurrences des différentes orientations possibles des inclusions dans le VER. Ces probabilités sont calculées à l'aide de fonctions de distributions d'orientation (ODF). Il en existe plusieurs, mais pour notre étude l'Equation de Fermeture Naturelle (NAT) a été privilégiée. Le tableau 1 regroupe les probabilité d'apparition des différentes orientations dans le VER.

Dans le cas des microstructures à une seule orientation, le code de calcul génère, pour chaque orientation, une image correspondante où toutes les fibres sont orientées selon le même angle (figure 2).

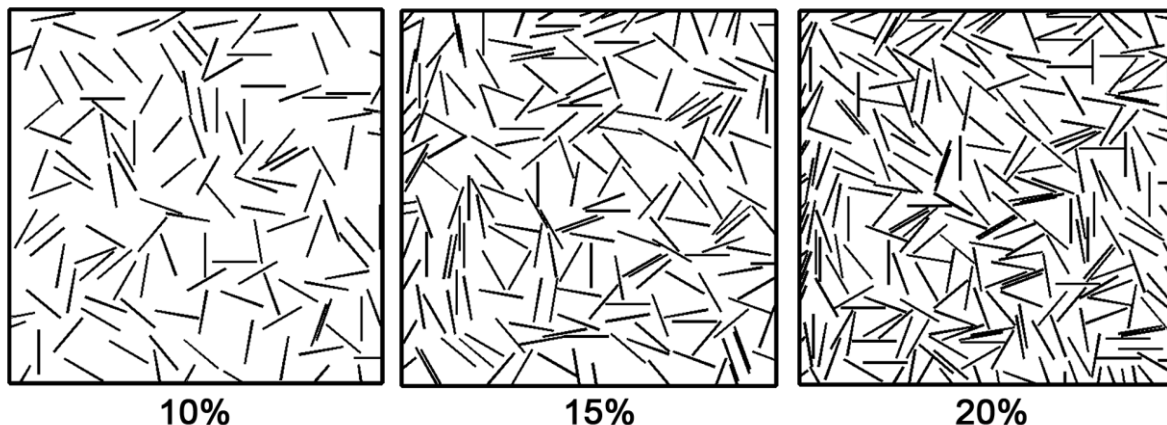


Figure 1. Exemple de microstructures à orientation aléatoires des fibres et de fractions volumiques 10%, 15% et 20% d'inclusions

Tableau 1. Probabilité d'apparition des fibres pour chaque orientation pour une distribution aléatoire

Angle (°)	10	20	30	...	150	160	170
Probabilité d'apparition des fibres (p)	0,05555556	0,05555556	0,05555556	...	0,05555556	0,05555556	0,05555556

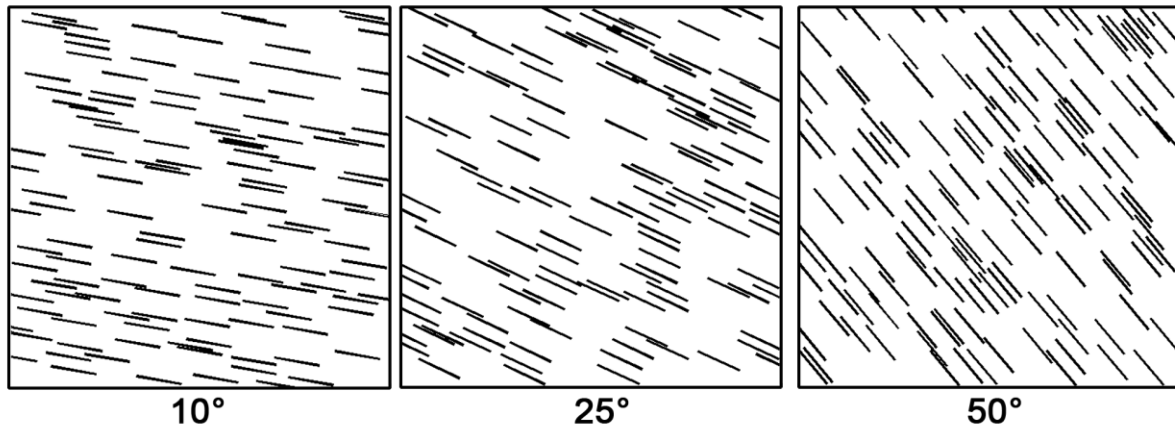


Figure 2. Exemple de microstructures à orientation unique des fibres

3. Homogénéisation

1. Maillage

Le maillage des images générées est fait selon la méthode des éléments multi-phases [6]-[7] : Un maillage régulier est superposé à une image de la microstructure, et chaque point d'intégration reçoit les propriétés de la phase associée.

Pour s'assurer de la pertinence des résultats, une étude de la densité de maillage est menée. Pour ce faire, plusieurs opérations d'homogénéisation sont effectuées sur la même image en utilisant différentes densités de maillage. La densité de maillage optimale est celle à partir de laquelle les résultats des simulations commencent à tendre vers des valeurs cohérentes quel que soit le maillage utilisé. Dans le cas présent, un maillage de 250000 éléments est choisi pour le reste de l'étude.

2. Conditions aux limites et lois de comportement

Les conditions aux limites (CL) utilisées sont les conditions aux limites PBC (Periodic Boundary Conditions) et les conditions aux limites UGT (Uniform Gradient of Temperature).

Le comportement thermique est décrit par la loi de Fourier (1), où le vecteur de flux de chaleur \underline{q} est exprimé en fonction de la conductivité thermique λ et du gradient de la température ∇T tel que :

$$\underline{q} = -\lambda \nabla T \quad (1)$$

La conductivité thermique effective (2) résultant de l'opération d'homogénéisation est exprimée comme suivant :

$$\lambda^e = \left(\text{trace} \left(\langle \underline{q} \rangle \right) \right) / 2 \quad (2)$$

3. Homogénéisation par champs moyens

L'homogénéisation par champs moyens est une homogénéisation à deux étapes (figure 3). La première étape consiste à fractionner la microstructure étudiée en sous-domaines à orientation unique des fibres. Chaque sous-domaine conserve la même fraction volumique des fibres que la microstructure-mère. Des opérations d'homogénéisation directe sont ensuite réalisées sur les différents sous-domaines et les valeurs de conductivité thermique correspondantes sont relevées. La deuxième étape consiste à calculer la conductivité thermique du matériau homogénéisé par la somme des conductivités thermiques obtenues pour chaque sous-domaine multipliées par leurs probabilités d'orientation respectives (3).

$$\lambda_{matériau} = \sum \lambda_{orientation} \cdot p_{orientation} \quad (3)$$

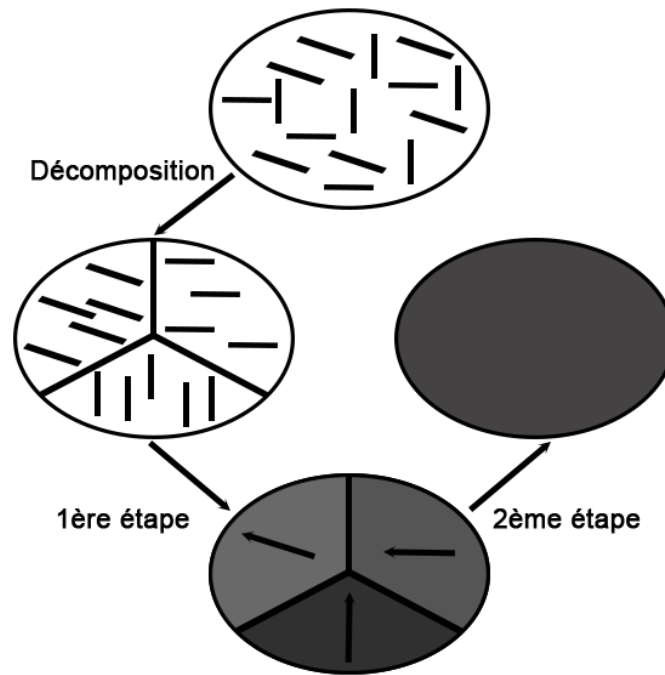


Figure 3. Schéma descriptif de la méthode d'homogénéisation par champs moyens

4. Résultats et discussion

1. Représentativité des microstructures choisies

Il est important de vérifier si les microstructures utilisées sont représentatives du matériau étudié. Une comparaison entre les résultats obtenus pour des conditions aux limites PBC et ceux obtenus pour des conditions aux limites UGT nous permet de faire cette vérification. Le tableau 2 regroupe les valeurs de conductivité thermique obtenues en utilisant des conditions aux limites PBC et UGT, pour les différentes fractions volumiques prises en compte dans cette étude et pour une distribution aléatoire des fibres.

Tableau 2. Conductivités thermiques obtenues pour des conditions aux limites PBC et UGT

Vf	Conductivités thermiques λ (W.K ⁻¹ .m ⁻¹)		
	PBC	UGT	Erreur%
10%	1,373508	1,383568	0,73
15%	1,620215	1,640969	1,26
20%	1,872739	1,896537	1,25

Les deux conditions aux limites, PBC et UGT, donnent des résultats presque similaires avec une erreur ne dépassant pas 1.25%. Les microstructures utilisées sont donc bel et bien des VER, et les résultats des calculs représentent les conductivités thermiques effectives, λ^e . Les mêmes conclusions sont faites dans le cas des microstructures à orientation unique des fibres.

2. Comparaison des résultats des deux méthode

Comme cité précédemment, dans le cas de l'homogénéisation par champs moyens, la microstructure-mère est subdivisée en plusieurs sous-domaines chacun présentant une orientation unique des fibres. Une homogénéisation numérique à calculs directs est appliquée sur chaque sous-domaine et les conductivités thermiques obtenues permettent de calculer la conductivité thermique effective de la microstructure-mère. Dans cette étude, le nombre de sous-domaines est de 18, couvrant des orientations de fibres allant de 0° à 170° avec un pas de $\Delta\theta=10^\circ$. Pour éviter l'encombrement, les résultats des opérations d'homogénéisation menées sur chacun des sous-domaines ne seront pas présentés et seuls les résultats finaux des calculs seront exposés.

Les résultats de l'homogénéisation par champs moyens sont comparés à ceux obtenus par calculs directs ainsi qu'aux valeurs obtenues à travers les modèles analytiques. Les bornes analytiques de Hashin et Shtrikman pour la conductivité thermique ont été utilisées. Le tableau 3 regroupe l'ensemble des résultats obtenus.

Tableau 3. Conductivités thermiques effectives obtenus par les différentes méthodes utilisées

Vf	Conductivités thermiques effectives λ^e (W.K ⁻¹ .m ⁻¹)				
	Calculs directs (PBC)	Champs Moyens	HS-	HS+	Erreur%(CD/Ch-M)
10%	1,373508	1,38504446	1,17821782	1,51832461	0,83992667
15%	1,620215	1,5804903	1,27979275	1,79624665	2,45181658
20%	1,872739	1,80308614	1,39130435	2,08791209	3,71930418

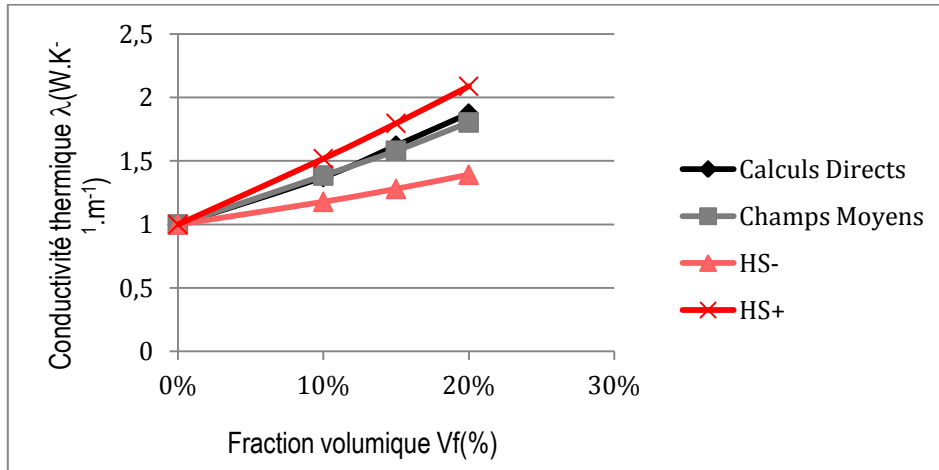


Figure 4. Variation de la conductivité thermique effective en fonction de la fraction volumique Vf, pour les différentes méthodes

On remarque que les valeurs obtenues par la méthode des champs moyens et par calculs directs sont comprises entre les bornes HS. On note, néanmoins, que l'erreur entre les résultats des deux méthodes numériques augmente avec l'augmentation de la fraction volumique des inclusions. Ceci indique que l'homogénéisation par champs moyens donne des résultats acceptables mais qui dépendent de la fraction volumique.

5. Conclusion

L'objectif de cette étude était de vérifier la fiabilité de la méthode d'homogénéisation par champs moyens pour la prédiction du comportement thermique d'un composite chargé de fibres courtes. La comparaison des résultats obtenus par cette méthode et ceux obtenus à travers une homogénéisation à calculs direct et ainsi qu'aux bornes analytiques, a montré que l'homogénéisation numérique par champs moyens est une méthode fiable, mais l'augmentation de l'écart entre les deux méthodes d'homogénéisation numérique avec l'augmentation de la fraction volumique nous incite à explorer d'avantage l'effet de la fraction volumique et d'autres paramètres.

6. Bibliographie

- [1] PIERARD O., FRIEBEL C., DOGHRI I., Mean-field homogenization of multi-phase thermo-elastic composites: a general framework and its validation, *Composites Sciences and Technology*, 2004, vol. 64, pp. 1587-1603.
- [2] DOGHRI Issam, TINEL Laurent, *Micromechanics of inelastic composites with misaligned inclusions: Numerical treatment of orientation*, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, 2006, vol. 195, pp. 1387-1406.
- [3] KAMMOUN S., DOGHRI I., ADAM L., ROBERT G., DELANNAY L., First pseudo-grain failure model for inelastic composites with misaligned short fibers, *ELSEVIER, Composites: Part A*, 2011, vol. 42, pp. 1892-1902.
- [4] MLEKUSCH B., LEHNER E.A., GEYMAYER W., Fibre orientation in short-fibre-reinforced thermoplastics. I. Contrast enhancement for image analysis. *Composites Science and Technology*, 1999, vol. 59, pp. 543-545.
- [5] ADVANI S.G., TUCKER C.L., The use of tensors to describe and predict fiber orientation in short fiber composites, *Journal of Rheology*, 1987, vol. 31, pp. 751-784.
- [6] EL MOUMEN A., KANIT T., IMAD A., EL MINOR H., Effect of overlapping inclusions on effective elastic properties of composites, *Mechanics Research Communications*, 2013, vol. 53, pp. 24–30.
- [7] EL MOUMEN A., KANIT T., IMAD A., EL MINOR H., Computational Thermal conductivity in porous materials using homogenization techniques: Numerical and statistical approaches, *Computational Materials Science*, 2015a, vol. 97, pp.148-158.

EFFET DE LA POROSITE SUR LES PROPRIETES MECANIQUES ET LA TAILLE DU VER POUR UN MATERIAU POREUX

Hanane ELMINOR¹

Sara EL MARZOUKI²

Hassan ELMINOR²

El mokhtar HILALI²

Oumaima ZEBRI¹

¹Equipe de recherche MEER, Matériaux, Environnement et Energies Renouvelables,
Polytechnique Agadir, Universiapolis MAROC

²Equipe Matériaux, Mécanique et Génie Civil (E2MGC), ENSA AGADIR, MAROC

RESUME :

Cette étude présente une approche numérique-statistique [1] pour prédire les propriétés élastique des matériaux poreux, à porosité moyenne, de type lotus par homogénéisation numérique. Les pores sont unidirectionnels de forme cylindrique et les microstructures 3D sont générées aléatoirement. La modélisation numérique est effectuée en utilisant la méthode des éléments finis en appliquant des conditions aux limites périodiques au VER. Des paramètres statistiques sont introduits pour l'étude de la représentativité du VER utilisé. Ces paramètres, comprenant la variance et la portée intégrale, aident à établir une relation entre le VER, le nombre de réalisations nécessaires pour le calcul et l'erreur relative. Les résultats obtenus, compatibles avec les résultats expérimentaux d'Ichitsubo et al. [2], affirment l'utilisation de cette méthode pour les matériaux poreux.

1. INTRODUCTION

Un nouveau type de métaux poreux dont les pores cylindriques longs sont alignés dans une direction a été fabriqué par solidification unidirectionnelle sous un atmosphère d'hydrogène ou d'azote gazeux sous pression. Ces métaux poreux ont été étudiés par **Ichitsubo et al** [2] en effectuant des simulations par éléments finis pour trois modèles de calcul avec des structures régulières et une avec une structure irrégulière (une reconstruction d'une véritable microstructure) de type de lotus Fer. Pour tous ces modèles de calcul, les pores sont unidirectionnels. En comparant les résultats numériques avec les résultats expérimentaux, ils ont montré que la topologie des pores influence considérablement la réponse du métal poreux.

Ce travail présente une méthode pour prédire les propriétés élastiques effectives de métaux poreux (de type lotus) par homogénéisation. Cette approche est largement utilisée dans l'analyse multi-échelles de matériaux poreux [3]. A cet effet, le VER doit être correctement défini. Par conséquent, étant bien défini et adapté à deux phases linéaires des matériaux hétérogènes élastiques, la méthode proposée par **Kanit et al.** [6,7], **ElMoumen et al.**[3, 4, 5] a été utilisée avec des simulations numériques par éléments finis pour déterminer la taille de VER.

Pour valider le modèle les résultats expérimentaux d'**Ichitsubo et al.(2002)** [2] sur un matériau poreux type cuivre ont été utilisés. Les propriétés élastiques du type de lotus en cuivre avec une porosité moyenne de 31% sont étudiées. Sa microstructure est proposée par [2], et on constate que le rapport des dimensions des pores est de l'ordre de 10-100.

La microstructure utilisée pour générer la géométrie VERS est donnée par le tableau (II.1) représentant les différents diamètres des VERs utilisés selon Ichitsubo et al[2].

Tableau 1. Les paramètres microstructuraux utilisés pour la génération de la géométrie VER [2].

f (%)	D (μm)	D _{max} (μm)	D _{mini} (μm)
31	16.5	55	1.8

2. CALCUL NUMERIQUE

1. Génération de microstructure et discrétisation par éléments finis

Le positionnement relatif des pores est proposé avec une distance de répulsion a. Selon ces conditions, cinq volumes sont générés à n réalisations.

Tableau 2. Le nombre de réalisations pour chaque taille de VER.

VER	V ₁	V ₂	V ₃	V ₄	V ₅
N	250	200	150	120	100
Volume size (μm³)	123506	292755	571787	988048	1568984

La convergence des propriétés élastiques macroscopiques a été vérifiée après discrétisation du VERs par des éléments quadratiques.

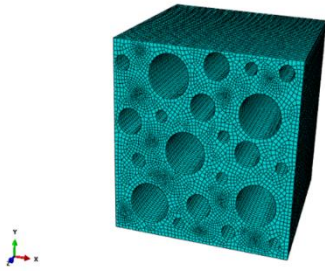


Figure 1. VER Maillé par éléments finis

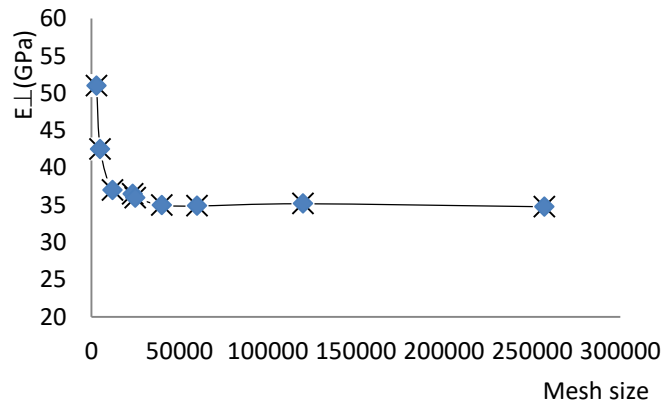


Figure 2. Effet de densité de maillage sur le module de Young

2. Conditions aux limites

Les PBC sont appliqués sur chaque bloc afin de déterminer les propriétés effectives macroscopiques et les propriétés morphologiques. La taille du volume augmente jusqu'à ce qu'on atteigne la convergence des propriétés macroscopiques. Les résultats obtenus par n réalisations sont utilisés pour l'identification des paramètres statistiques et la détermination de la taille du VER pour les matériaux poreux.

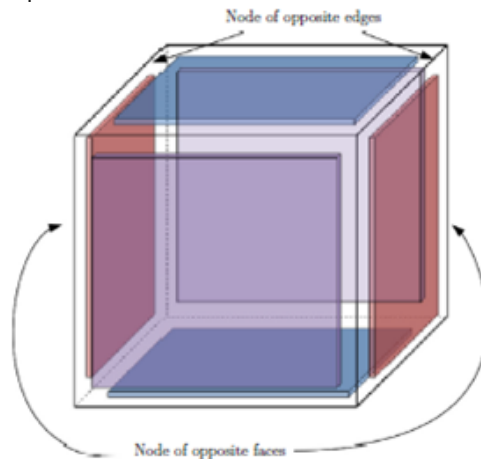


Figure 3. Conditions aux limites périodiques des lignes et des faces opposées.

3. Méthode statistique et VER

Elle est basé sur la variance $D_Z^2(V)$ est donnée en fonction de la taille du volume V et d'autres propriétés de la microstructure comme suit :

$$D_Z^2(V) = f(1 - f)(Z_1 - Z_2)^2 \left[\frac{A}{V} \right] \quad (1)$$

d'où : $D_Z^2(V)$ est la variance obtenue par un ensemble différent de n réalisations pour chaque taille de volume V et A est la portée intégrale de la fonction aléatoire Z .

Dans la pratique, la taille du VER est déterminée pour une erreur souhaitée :

$$\varepsilon_{abs} = \frac{2D_Z(V)}{\sqrt{n}} \quad (2)$$

Si le volume V est un VER la variance sera nulle.

3. RESULTATS ET DISCUSSIONS

1. Calcul des propriétés élastiques

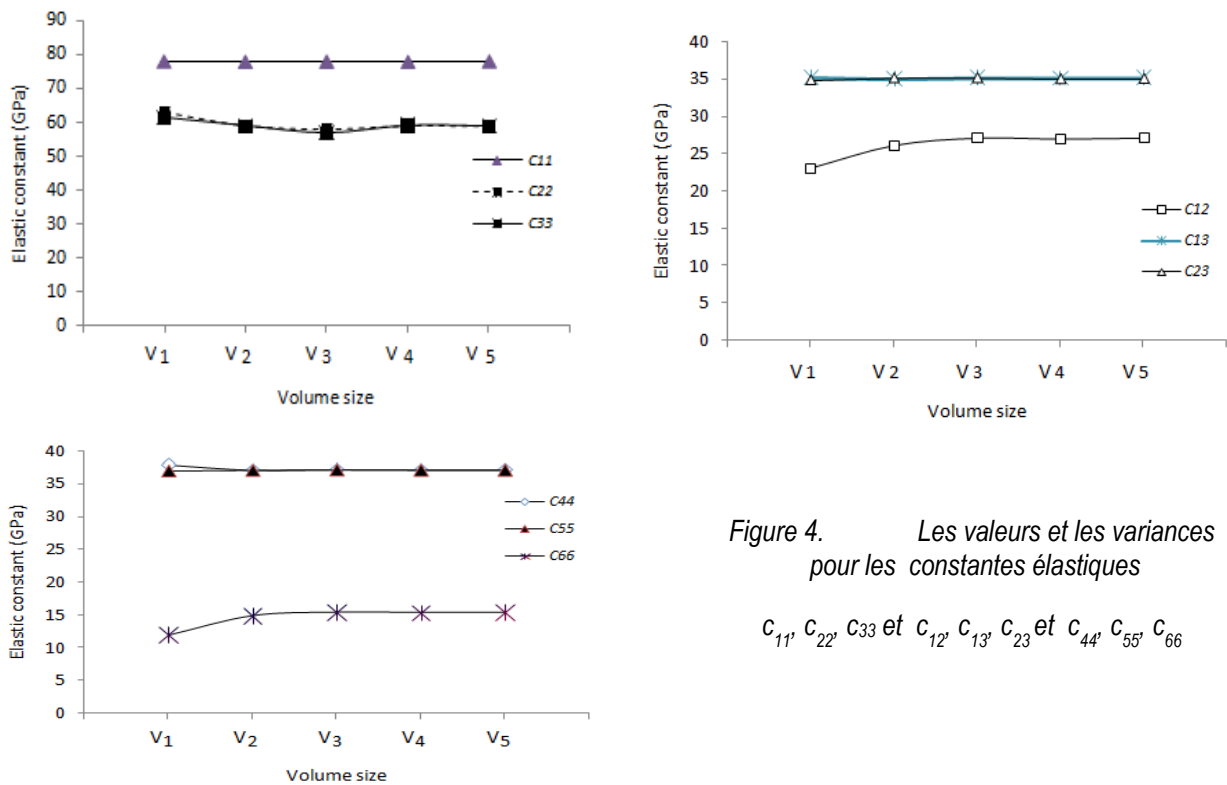


Figure 4. Les valeurs et les variances pour les constantes élastiques

C_{11} , C_{22} , C_{33} et C_{12} , C_{13} , C_{23} et C_{44} , C_{55} , C_{66}

2. Homogénéisation numérique et statistique

La méthode de fittage, selon l'équation (II.6), entre la taille du volume V et la variance numérique $D_z^2(V)$, est utilisée pour identifier la portée intégrale A de notre matériau.

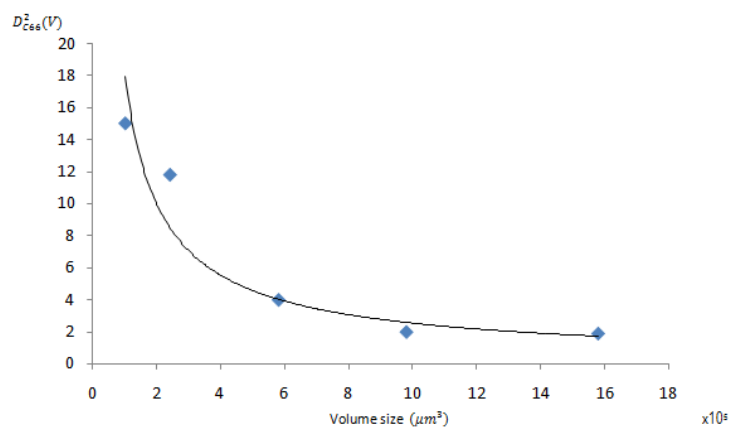


Figure 5. La variance de la constante élastique apparente C_{66} .

Les constantes élastiques effectives de matériaux poreux sont estimées avec les constantes moyennes apparentes élastiques pour 86 réalisations.

$$C_{app} = \begin{bmatrix} 58.44 & 27.46 & 35.02 & 0 & 0 & -0.22 \\ 27.46 & 58.77 & 36.5 & 0 & 0 & 0.02 \\ 35.02 & 35 & 78.11 & 0 & 0 & -0.08 \\ 0 & 0 & 0 & 37.20 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 37.05 & 0 \\ -0.22 & 0.02 & -0.08 & 0 & 0 & 15.22 \end{bmatrix} \quad (3)$$

$$C_{exp} = \begin{bmatrix} 60 & 28 & 37 & 0 & 0 & 0 \\ 28 & 60 & 37 & 0 & 0 & 0 \\ 37 & 37 & 37 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 35 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 35 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 16 \end{bmatrix} \quad (4)$$

Un très bon accord entre les simulations et les résultats expérimentaux.

4. CONCLUSION

La présente étude a démontré l'applicabilité de l'approche numérique-statistique pour les matériaux poreux pour un comportement élastiques (de type lotus). Les résultats indiquent que l'utilisation de petits VERS peut garantir des propriétés élastiques effectives et le comportement transversalement isotrope. Cependant, il est important pour la taille de VER ne pas être inférieure à une taille spécifique de volume, ce qui provoque l'introduction d'une grande erreur dans l'estimation des propriétés effectives.

La comparaison des résultats numériques combinés à des méthodes statistiques obtenus avec les résultats expérimentaux, a montré que la géométrie micrométrique utilisée pour générer la géométrie de VER peut représenter convenablement le comportement élastique linéaire du type des matériaux poreux à porosité moyenne.

5. BIBLIOGRAPHIE

- [1] Kanit, T., Forest, S., Galliet, I., Mounoury, V. and Jeulin, D., "Determination of the size of the representative volume element for random composites: statistical and numerical approach", *Int. J. Solids Struct.*, Vol. 40, pp. 3647-3679, 2003
- [2] Ichitsubo, T., Tane, M., Ogi, H., Hirao, M., Ikeda, T. and Nakajima, H., "Anisotropic elastic constants of lotus-type porous copper: Measurements and micromechanics modeling", *Acta. Mater.*, Vol. 50, pp. 4105-4115, 2002
- [3] A. El Moumen, T. Kanit, A. Imad, H. El Minor, "Computational thermal conductivity in porous materials using homogenization techniques: Numerical and statistical approaches » *Computational Materials Science* 97 148–158.", (2015).
- [4] A. El Moumen, A. Imad, T. Kanit, E. Hilali, H. El Minor "A multiscale approach and microstructure design of the elastic composite behavior reinforced with natural particles" *Composites: Part B.*, (2014).
- [5] Ahmed El Moumen, Toufik Kanit, Abdellatif Imad, Hassan El Minor « Effect of overlapping inclusions on effective elastic properties of composites » *Mechanics Research Communications* 53,24– 30!!,(2013).
- [6] Kanit, T., N'Guyen, F., Forest, S., Jeulin, D., Reed, M., Singleton, S., "Apparent and effective physical properties of heterogeneous materials : Representativity of samples of two materials from food industry. *Comput. Meth. Appl. Mech. Engng.* 195, 3960–3982. 7, 10, 40, 41, 59, 85, 158, 163", (2006).
- [7] KANIT T., FOREST S., GALLIET I., MOUNOURY V., JEULIN D. Determination of the size of the representative volume element for random composites : statistical and numerical approach. *International Journal of Solids and Structures*, vol. 40, p. 3647–3679, (2003).

Modélisation du délaminage macroscopique du contreplaqué par la méthode des plans d'expériences

EL Moustaphaoui Anouar¹

Chouaf Abdelkarim²

Chergui M'hamed³

¹ ENSEM, Laboratoire de Contrôle et de Caractérisation Mécanique des Matériaux et des Structures, Maroc, anouar.most@gmail.com.

² ENSEM, Laboratoire de Contrôle et de Caractérisation Mécanique des Matériaux et des Structures, Maroc, a.chouaf.ensem@gmail.com.

³ ENSEM, Laboratoire de Contrôle et de Caractérisation Mécanique des Matériaux et des Structures, Maroc, y8chergui@gmail.com.

Résumé

La complexité de l'endommagement des panneaux de contreplaqué rend la prédiction de leur rupture une tâche très difficile. Parmi ces endommagements prédominants, nous trouvons le délaminage qui est certainement le plus méconnu et le plus difficile à modéliser. Pour modéliser ce phénomène, nous avons opté pour une méthode empirique, celle des plans d'expériences. Cette méthode vise à établir et analyser les relations existantes entre les grandeurs étudiées et leurs sources de variations supposées. Elle permet de déterminer des modèles mathématiques approchés des réponses exprimées en fonction des facteurs. Cette modélisation est déduite des valeurs obtenues à l'issue de séries de simulation expérimentales. L'obtention de ces modèles nécessite dans un premier temps de limiter l'étude aux facteurs et aux interactions ayant une influence significative sur les réponses observées en utilisant des plans de criblage. Enfin, pour déterminer d'une façon quantitative les variations de la réponse vis-à-vis des facteurs et interactions d'influence significative, nous avons utilisée la méthodologie des surfaces de réponses. Les deux structures étudiées sont des panneaux de Ceiba et de Peuplier.

Mots clés : Délaminage, Contreplaqué, Plan d'expériences, Plan de criblage, Surfaces de réponses.

1. Introduction

L'arrivée de dérivés et de composites à base de bois, présentant des caractéristiques plus intéressantes que sa forme naturelle, a donné un nouvel élan industriel à ce matériau [1]. L'un des meilleurs dérivés et composites de bois est le panneau de contreplaqué. Le contreplaqué est un panneau constitué de minces feuilles de bois obtenues par déroulage. Ce panneau se distingue par une superposition des plis à fils croisés, la cohésion des plis est assurée par collage et pressage à chaud. Ce procédé pourrait engendrer divers défauts macroscopiques. Parmi ces défauts, nous pouvons citer le délaminage, des micro-vides ou des impuretés [2]. Dans cette présente étude, nous allons nous intéresser principalement au délaminage. En effet, le délaminage est un mécanisme de rupture qui se caractérise par un décollement ou une décohésion entre les plis du stratifié. La cause du délaminage pourrait être attribuée, en grande partie, à l'existence des contraintes interlaminaires. Ces contraintes interlaminaires se développent à partir de la discontinuité du comportement mécanique entre les plis individuels [3].

Notre objectif est de réaliser une modélisation du délaminage pour des essences différentes à savoir le Ceiba et le Peuplier. Pour cela, nous avons opté pour une méthode empirique celle des plans d'expériences. Cette méthode permet notamment d'établir des modèles quadratiques faisant intervenir des paramètres de différentes natures (la température, le temps de pressage et le dépôt de colle). Cette méthode de modélisation est basée sur l'expérimentation. Le but des plans d'expériences est d'obtenir un maximum d'information en ne réalisant qu'un minimum d'essais, ce qui répond parfaitement au défi qu'impose le contexte économique actuel.

L'obtention de ces modèles nécessite dans un premier temps de limiter l'étude aux facteurs ayant une influence statistiquement significative sur les réponses observées. On utilise pour cela des plans dits de criblage afin de mesurer l'effet des facteurs et des interactions sur les réponses et d'éliminer les paramètres n'ayant pas d'influence [4].

Enfin, une méthodologie des surfaces de réponses sera abordée. Cette méthodologie constitue le second volet de la méthode des plans d'expériences. Elle vise à déterminer d'une façon quantitative les variations de la réponse vis-à-vis des facteurs d'influence significative et permet d'élaborer des modèles quadratiques qui relient entre les réponses observées et les facteurs influents [5].

2. Matériaux et méthodes

1. Matériaux considérés

Nous avons étudié deux types de contreplaqué :

- Le premier type est un panneau de contreplaqué à base de l'essence de **Ceiba**.
- Le deuxième type est un panneau de contreplaqué à base de l'essence de **Peuplier**.

Les éléments constituant ces deux panneaux sont mentionnés dans le tableau 1.

Tableau 1 : Eléments constituant les panneaux de contreplaqué du Ceiba et du Peuplier

	Face	Intérieur	Ame	Intérieur	Face
Epaisseur (mm)	0,8	2	1,5	2	0,8

Leurs dimensions nettes après la phase de la finition sont mentionnées dans le tableau 2.

Tableau 2 : Dimensions des panneaux de contreplaqué du Ceiba et du Peuplier

Longueur (mm)	Largeur (mm)	Epaisseur (mm)
2500	1700	7

2. Modélisation du délaminage

1. Etude de criblage

L'étude de criblage constitue la première partie de la méthode des plans d'expériences. Elle permet de déterminer, parmi les facteurs recensés par l'expérimentateur, ceux qui ont une influence non négligeable sur les variations des réponses observées afin d'éliminer les autres et minimiser ainsi le nombre de coefficients à identifier dans les modèles traduisant ces réponses.

2. Expérimentation

Les réponses observées dans cette étude sont :

- Pourcentage d'Apparition du Délaminage du contreplaqué de Ceiba (PAD_C).
- Pourcentage d'Apparition du Délaminage du contreplaqué de Peuplier (PAD_P).

Nous rappelons que le processus de fabrication du contreplaqué passe par plusieurs étapes fondamentales. En effet, la stratification est considérée comme l'étape majeure de ce processus. Cependant, cette étape pourrait générer plusieurs défauts à savoir le délaminage. Certes, le délaminage microscopique est prépondérant dans la stratification des matériaux composites, et certaines industries lui accordent une importance considérable. Toutefois, l'industrie du contreplaqué le considère comme négligeable et secondaire devant le délaminage macroscopique qui provoque une chute considérable des propriétés mécaniques du panneau produit. Par conséquent, nous allons nous intéresser qu'au délaminage à l'échelle macroscopique.

Le délaminage macroscopique des panneaux de contreplaqué est relativement facile à détecter, nous contrôlons dans un premier temps les quatre bords du panneau (figure 1), puisque à ce niveau là, les contraintes deviennent très singulières. Ce phénomène est reconnu par « l'effet de bord libre » [6]. Au niveau de ces zones particulières, le mode d'ouverture (mode I) est le mode de délaminage le plus critique parce qu'il nécessite le moins d'énergie. Ensuite, nous contrôlons le délaminage au milieu du panneau sur lequel nous créons une flexion pour voir si le délaminage s'est produit au milieu ou pas (figure 2).

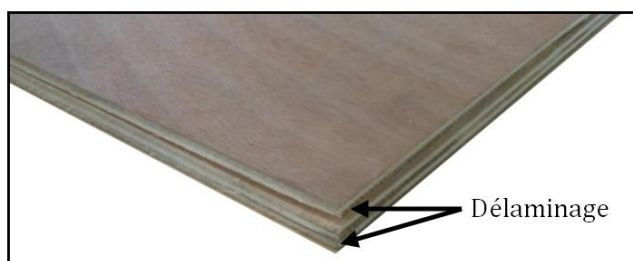


Figure 1 : Panneau du contreplaqué délaminé au bord

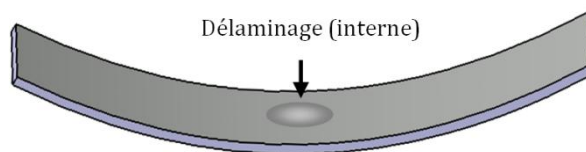


Figure 2 : Panneau du contreplaqué délaminé au milieu

Maintenant, pour étudier le délaminage macroscopique, nous avons choisi comme réponse un pourcentage d'apparition du délaminage (PAD). Ce pourcentage est calculé en divisant le nombre de panneaux délaminés lors d'une d'expérience sur 9, car chaque expérience est composée de 9 panneaux.

3. Construction du plan d'expériences

3.1. Définition des facteurs et leurs modalités

Le domaine expérimental est constitué de l'ensemble des combinaisons de facteurs qu'il est possible de réaliser. Dans notre cas, nous étudions trois facteurs (température, temps de pressage et le dépôt de colle) avec différentes modalités. Le tableau 3 résume les différentes modalités de ces facteurs.

Tableau 3 : Modalités utilisées dans le domaine expérimental

Température (°C)	Temps de pressage (min)	Dépôt de colle (g/m ²)
80	4	200
100	6	300
120	8	400

3.2. Définition du modèle empirique

Cette étape revient à choisir une forme du modèle adaptée aux objectifs de l'étude et à estimer le nombre d'inconnues p associées au modèle.

Nous rappelons que les modèles associés aux études de criblage sont des modèles additifs. Dans ces modèles, nous souhaitons affiner la connaissance des effets moyens des facteurs pris en considération par le calcul des interactions présentes entre ces facteurs.

Les modèles que nous recherchons sont donc de la forme suivante [7] :

$$Y = cst + W_T + W_t + W_D + W_{Tt} + W_{TD} + W_{tD} \quad (1)$$

Avec :

Y réponse observée

W_i facteur i étudié

W_{ij} interaction entre le facteur i le facteur j

Chacun de ces facteurs possède trois modalités. Par conséquent le nombre total d'inconnues p du modèle est calculé comme suit :

$$p = 1 + \sum_{i=1}^k (m_i - 1) + \sum_{i=1}^{k-1} \sum_{j=i+1}^k (m_i - 1)(m_j - 1) = 19 \quad (2)$$

Avec :

m_i modalité de niveau i

3.3. Définition du domaine expérimental

La définition du domaine expérimental repose sur la définition des facteurs et de leurs modalités. En effet le domaine est défini comme étant l'ensemble des combinaisons réalisables à partir des modalités des facteurs.

Nos modèles possèdent 19 inconnues et nécessitent donc au moins 19 expériences. Nous avons choisi de réaliser les 27 (=3x3x3) expériences du plan complet pour déterminer les coefficients des modèles.

3. Résultats et discussion

1. Analyse mathématique des résultats d'essais

L'analyse mathématique des résultats d'essais a pour objectif de calculer les p coefficients des modèles à partir des résultats des N expériences réalisées.

Le plan d'expériences peut se retranscrire sous la forme [8] :

$$\{Y\} = (X)\{Coefficients\} + \{E\} \quad (3)$$

Avec :

$\{Y\}$ le vecteur des résultats d'essais,

(X) la matrice du modèle,

$\{Coefficients\}$ le vecteur des estimations des coefficients,

$\{E\}$ le vecteur d'erreur.

2. Analyse statistique du modèle

L'analyse statistique du modèle est l'étape principale de l'analyse des résultats. Elle se base dans certains cas sur les données de l'analyse mathématique comme pour l'application de la méthode de Daniel ou de Lenth. Son objectif est d'identifier les facteurs statistiquement influents sur les réponses observées. Dans notre étude, nous avons opté pour la méthode de l'analyse de variance.

2.1. Analyse de variance

L'intérêt de l'analyse de variance est de pouvoir tester de manière absolue l'influence des facteurs sur les variations d'une réponse donnée [9].

Les résultats de l'analyse de variance pour les deux essences étudiées sont présentés dans les tableaux 4 et 5 :

Tableau 4 : Analyse de variance sur le Ceiba

Source	SCE	ddl	CM	F _{obs}	F _{crit}	Conclusion
t	15,41	2	7,7	70	4,46	Influent
D	1,06	2	0,53	4,81	4,46	Influent
T	8,03	2	4,01	36,45	4,46	Influent
t*D	0,05	4	0,012	0,1	3,84	non influent
t*T	2,71	4	0,67	6,09	3,84	Influent
D*T	0,1	4	0,025	0,22	3,84	non influent
t*D*T	0,27	8	0,03	0,27	3,44	non influent
Error	25,34	216	0,11			
Total	52,97	242				

Tableau 5 : Analyse de variance sur le Peuplier

Source	SS	df	MS	F	F _{crit}	Conclusion
t	16,22	2	8,11	202,75	4,46	Influent
D	1,95	2	0,97	24,37	4,46	Influent
T	14	2	7	175	4,46	Influent
t*D	2,12	4	0,53	13,25	3,84	Influent
t*T	8,81	4	2,2	55	3,84	Influent
D*T	1,01	4	0,25	6,25	3,84	Influent
t*D*T	1	8	0,12	3	3,44	non influent
Error	8,89	216	0,04			
Total	54	242				

L'hypothèse H₀ qui est dans notre cas : « Les modèles additifs ne permettent pas de décrire les variations du pourcentage d'apparition du délaminage » qualifie la non significativité de l'élément qui lui est associé. Ces résultats permettent donc de déterminer la significativité des facteurs et des interactions. Dans le cas de non significativité, les termes concernés peuvent être exclus du modèle. Il est alors préférable de refaire une analyse de variance afin de s'assurer que tous les éléments restants sont bien significatifs.

Le modèle additif faisant intervenir le poids des facteurs et des interactions influents s'écrit donc :

$$PAD_{Ceiba} = 0,31 - 0,06 T_1 - 0,18 T_2 - 0,09 t_1 - 0,24 t_2 - 0,01 D_1 - 0,07 D_2 - 0,08 T_1t_1 + 0,02 T_1t_2 + 0,001 T_2t_1 + 0,14 T_2t_2 \quad (4)$$

$$PAD_{Peuplier} = 0,66 - 0,03 T_1 - 0,29 T_2 - 0,11 t_1 - 0,22 t_2 - 0,03 D_1 - 0,08 D_2 + 0,07 T_1t_1 - 0,11 T_1t_2 - 0,03 T_1D_1 - 0,13 T_1D_2 - 0,18 T_2t_1 - 0,11 T_2t_2 + 0,0004 T_2D_1 + 0,04 T_2D_2 - 0,0007 t_1D_1 - 0,06 t_1D_2 - 0,04 t_2D_1 - 0,02 t_2D_2 \quad (5)$$

3. Méthodologie des surfaces de réponses :

La méthodologie des surfaces de réponses (MSR) constitue le second volet de la méthode des plans d'expériences. Cette technique vise à déterminer d'une façon quantitative les variations de la réponse vis-à-vis des facteurs d'influence significative, identifiés lors d'une première étude de criblage.

3.1. Définition du modèle empirique

Nous voulons choisir une forme de modèle qui définit correctement les variations de la réponse. Pour cela, nous choisissons une forme quadratique qui satisfait cette exigence [10].

On recherche donc un modèle de la forme :

$$Y = \alpha_0 + \sum_{i=1}^k \alpha_i x_i + \sum_{i=1}^k \alpha_{ii} x_i^2 + \sum_{i=1}^{k-1} \sum_{j=i+1}^k \alpha_{ij} x_i x_j + \sum_{i=1}^{k-1} \sum_{j=i+1}^k \alpha_{iij} x_i^2 x_j + \sum_{i=1}^{k-1} \sum_{j=i+1}^k \alpha_{ijj} x_i x_j^2 + \sum_{i=1}^{k-1} \sum_{j=i+1}^k \alpha_{iiij} x_i^2 x_j^2 \quad (6)$$

Dans lequel, α_m représentent les coefficients du modèle à identifier.

3.2. Analyse mathématique des résultats d'essais

L'application de la méthode des moindres carrés sur les résultats d'essais a permis d'obtenir les coefficients des modèles, et par la suite obtenir les deux modèles recherchés (Y_c ; pour le Ceiba et Y_p ; pour le Peuplier) comme suit :

$$Y_c = 0,01 - 0,28 T - 0,31 t - 0,10 D + 0,25 T^2 + 0,31 t^2 + 0,09 D^2 + 0,14 Tt + 4,63 \cdot 10^{-18} TD + 1,16 \cdot 10^{-18} tD + 0,06 Tt^2 + 0,03 TD^2 - 1,11 \cdot 10^{-16} tD^2 + 0,02 T^2t + 0,01 T^2D + 0,01 t^2D - 0,19 T^2t^2 - 0,05 T^2D^2 - 0,05 t^2D^2 \quad (7)$$

$$Y_p = 0,51 - 0,48 T - 0,39 t - 0,32 D + 0,002 T^2 + 0,05 t^2 + 0,11 D^2 - 0,24 Tt - 0,02 TD - 0,07 tD + 0,22 Tt^2 + 0,02 TD^2 + 0,05 tD^2 + 0,11 T^2t + 0,23 T^2D + 0,09 t^2D + 0,16 T^2t^2 - 0,08 T^2D^2 - 0,001 t^2D^2 \quad (8)$$

3.3. Analyse statistique des modèles

L'analyse statistique consiste à analyser les modèles dans leur globalité afin de vérifier si l'hypothèse choisie en retenant des modèles de forme quadratique a bien été validée. Elle permet de calculer la probabilité P de refuser à tort l'hypothèse nulle H_0 qui est dans ce cas : « Des modèles de forme quadratiques ne permettent pas de décrire les variations de l'apparition du délaminage du Ceiba et du Peuplier ».

Cette analyse donne les résultats présentés dans les tableaux 6 et 7 :

Tableau 6 : Analyse de variance du modèle de Ceiba

Source	SCE	ddl	CM	F	P
Model	3,019	18	0,167	45,37	<0,00001
Error	0,029	8	0,003		
Total	3,049	26			

Tableau 7 : Analyse de variance du modèle de Peuplier

Source	SCE	ddl	CM	F	P
Model	4,910	18	0,272	15,65	0,0002
Error	0,133	8	0,017		
Total	5,043	26			

Nous obtenons pour nos deux réponses une valeur très faible de la probabilité P , ce qui conforte l'hypothèse de l'utilisation des modèles quadratiques pour modéliser les réponses.

Maintenant, pour mieux évaluer ces résultats obtenues à partir de l'analyse de variance, nous faisons appel aux expressions des qualités descriptives (R^2) et prédictives (Q^2).

Ces expressions sont exprimées à partir des relations suivantes [11]:

$$R^2 = 1 - \frac{SCE}{SCT} \quad (9)$$

$$Q^2 = 1 - \frac{PRESS}{SCT} \quad (10)$$

Avec :

SCE la somme des carrés des écarts,

SCT la somme totale des carrés des écarts,

Et l'expression $PRESS$ (*P*Rediction *E*rror *S*um of *S*quare) est définie comme suit :

$$PRESS = \sum_{i=1}^N \frac{(y_i - \hat{y}_i)^2}{(1 - h_{ii})^2} \quad (11)$$

Avec :

y_i la réponse mesurée au point i ,

\hat{y}_i la réponse calculée par le modèle au point i ,

h_{ii} le $i^{\text{ème}}$ terme diagonal de la matrice H définie comme suit :

$$H = X(^tXX)^{-1}X \quad (12)$$

Le coefficient de détermination R^2 traduit la contribution du modèle dans la restitution de la variation de la réponse observée. Le coefficient de corrélation Q^2 traduit la qualité prédictive du modèle.

Finalement, ces expressions (R^2 et Q^2) sont calculées pour ces modèles, leurs valeurs sont données dans le tableau 8 :

Tableau 8 : Coefficient de détermination et coefficient prédictif des modèles

	Ceiba	Peuplier
R^2	96,85 %	91,44 %
Q^2	88,84 %	69,20 %

Les valeurs du coefficient de détermination R^2 des deux modèles sont proches de 1. Par conséquent, la qualité descriptive associée aux modèles adoptés est très intéressante.

Nous pouvons remarquer que le coefficient prédictif Q^2 du Peuplier est relativement faible, ce qui nécessite de tracer les graphes d'adéquation des modèles pour confronter les résultats expérimentaux avec les résultats donnés par les modèles obtenus.

3.4. Analyse graphique du modèle :

Avant de visualiser les surfaces de réponse traduites par les modèles, nous allons illustrer de manière graphique la bonne qualité descriptive de nos modèles à travers leurs graphes d'adéquation associés.

3.4.1. Graphe d'adéquation du modèle

La construction du graphe d'adéquation du modèle repose sur un nuage de points qui matérialise en abscisse la variation de la réponse mesurée et en ordonnée la variation de la réponse calculée à partir du modèle obtenu (Figure 3 et 4). La représentation de la première bissectrice permet de porter visuellement un jugement sur l'alignement des points : plus le nuage est proche de cette première bissectrice, plus le modèle décrit convenablement la variation des résultats d'essais. Le graphe d'adéquation permet alors de traduire graphiquement la qualité descriptive R^2 du modèle.

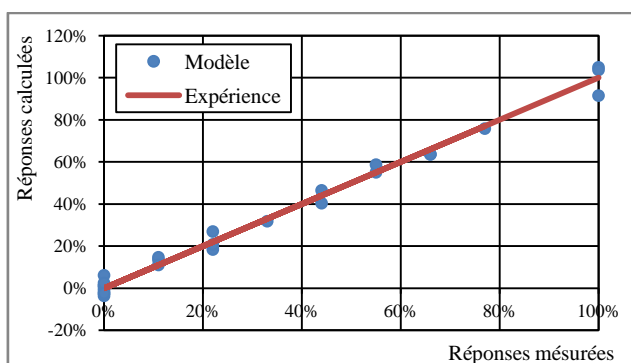


Figure 3 : Graphe d'adéquation du modèle de délaminage de Ceiba

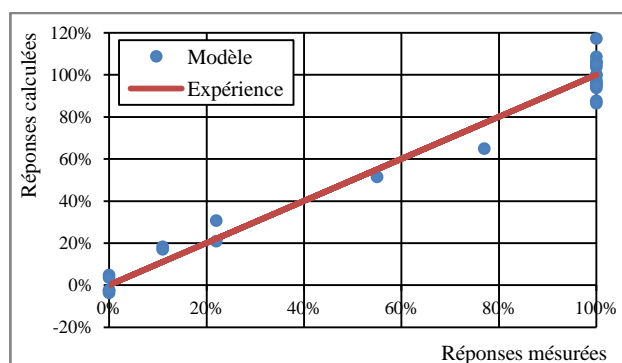


Figure 4 : Graphe d'adéquation du modèle de délaminage de Peuplier

Les graphes d'adéquation des modèles ont permis de constater que les modèles retenus modélisent parfaitement les réponses aux points présents dans la matrice d'expériences.

Nous pouvons relever qu'il y a une concordance entre les valeurs des coefficients de détermination R^2 et de corrélation Q^2 calculés dans le tableau 11 et les graphes d'adéquation 9 et 10. L'écart entre les résultats expérimentaux et ceux calculés par le modèle du Peuplier est justifié par la valeur du coefficient prédictif Q^2 . Par contre, dans le cas du Ceiba, l'écart est relativement négligeable.

Après l'étape de la modélisation, nous représentons graphiquement les modèles à l'aide des courbes des surfaces de réponse qui permettent de mieux rendre compte les variations des réponses en fonction des paramètres expérimentaux.

3.4.2. Représentation graphique des surfaces de réponses

D'une manière générale, les surfaces de réponses présentent les variations des réponses en fonction de deux facteurs à la fois, les autres facteurs étant fixes. Pour notre cas, nous avons choisi de présenter la variation de Ceiba et du Peuplier en fonction du temps et du dépôt de colle en fixant la température. Les figures 5 et 6 représentent les surfaces de réponses associées aux modèles de PAD de Ceiba et du Peuplier respectivement.

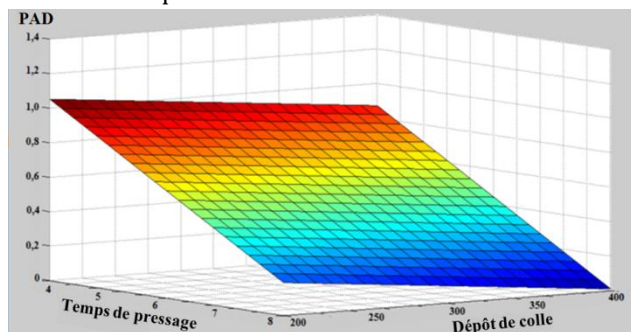


Figure 5 : Surface de réponse du modèle de délaminage de Ceiba.

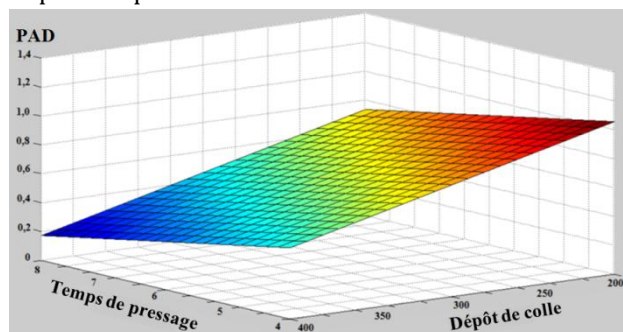


Figure 6 : Surface de réponse du modèle de délaminage de Peuplier.

Nous pouvons révéler que le PAD_C varie entre 0% et 104%. De la même manière, le PAD_P oscille entre 18% et 103%. Cette variation importante du pourcentage d'apparition de délaminage confirme la corrélation forte du délaminage des deux essences étudiées aux facteurs de stratification. Ces pourcentages sont inversement proportionnels aux facteurs pris en considération.

4. Conclusion

A partir de la méthode des plans d'expériences nous avons modélisé le délaminage de deux types de contreplaqué, l'un est à base de Ceiba et l'autre à base de Peuplier. Pour ce faire, nous avons utilisé des modèles quadratiques en utilisant la méthode des surfaces de réponses. Les résultats que nous avons obtenus, nous ont permis de tirer un certain nombre de conclusion :

- Nous avons mis en évidence la forte corrélation entre le délaminage des deux essences étudiées et les facteurs de stratification pris en considération.
- Grâce à L'étude de criblage nous avons éliminé les interactions qui ne présentent pas une influence statistiquement significative sur les réponses observées.
- Avec la réduction du nombre d'interactions nous avons ainsi minimisé le nombre de coefficients identifiés dans les modèles.
- A partir d'une analyse statistique des résultats, les modèles ont été affinés afin d'optimiser leurs qualités descriptive et prédictive. Ces modèles ont ensuite été testés dans des régions du domaine expérimental non explorées par le plan d'expériences.
- Nous avons révélé que le Peuplier est très sensible au délaminage comparativement au Ceiba.
- Pour remédier à cette concentration de délaminage, il est recommandé de combiner avec le Peuplier une essence moins sensible au délaminage, comme le cas de Ceiba. Cela, permettrait d'atténuer l'apparition du délaminage.
- Grâce au plan d'expérience, nous avons déterminé plusieurs valeurs optimales des facteurs considérés qui permettent d'éviter totalement le délaminage pour les deux structures étudiées.

5. Références :

- [1] CLAUDEL J.B. *Caractérisation du comportement mécanique de panneaux de contreplaqué sous sollicitation de flexion et flexion-compression*. PhD Thesis, Université de Metz, France; 2002.
- [2] FOUGEROUSSE M, BARRAY R, DEON G. *Résistance des panneaux contreplaqués à la pourriture : premiers essais sur l'influence de l'épaisseur des plis*. Revue Bois et Forêt des Tropiques 197, 1982.
- [3] AVRIL C. *Etude expérimentale et numérique de la résistance interlaminaire en mode I de thermoplastiques à renfort tissé*. Philippe OLIVIER et Jacques LAMON. JNC 16, Toulouse, France; Jun 2009.
- [4] H.C. Srinivasaiah, N. Bhat. *Characterization of sub-100nm CMOS process using screening experiment technique*. Proceedings 17th International Conference on VLSI Design, Mumbai, India, pages 285 -290, 2004.
- [5] J. Goupy. *Plan d'expériences pour surface de réponse*. Dunod, 1999.
- [6] VANDELLOS T. *Vers un modèle de zones cohésives adaptée à l'étude du délaminage dans les composites stratifiés*. 10e colloque national en calcul des structures, Giens, France, Mai 2011.
- [7] J. Goupy. *La méthode des plans d'expériences – Optimisation du choix des essais et de l'interprétation des résultats*. Ed. Dunod, 1996.
- [8] M. Pillet. *Introduction aux plans d'expériences par la métho de Taguchi*. Les Editions d'Organisation Université, 1994.
- [9] J.J. Drosesbeke J. Fine G. Saporta. *Plan d'expériences – Application à l'entreprise*. Ed. Technip, 1997.
- [10] A.I. Khuri, J.A. Cornell. *Response surfaces: designs and analysis*. Marcel Dekker, seconde édition, 1996.
- [11] R. Myers, D. Montgomery. *Response Surface Methodology, Process and product Optimization Using designed Experiments*. Wiley, 1995.



Etudes et caractérisation thermomécaniques d'endommagement et de rupture des éprouvettes en acrylonitrile butadiène styrène ABS

A. En-naji¹, N. Mouhib^{1,2}, M. Lahlou¹, and M. El Ghorba¹

1 *Laboratoire de Contrôle et Caractérisation Mécanique des Matériaux et des structures, B.P 8118, Oasis-Route El Jadida – ENSEM / Casablanca, Maroc*

2 *ISEM/ Institut Supérieur des Etudes Maritimes, Km 7 Route El Jadida Casablanca Maroc*

E-Mail: abdenaji14@gmail.com; mouhib.nadia@gmail.com; lahloumohammed89@gmail.com

Résumé :

Dans ce travail nous nous intéressons à étudier l'influence de la température sur le comportement mécanique d'un polymère amorphe, l'acrylonitrile butadiène styrène "ABS", à partir d'une série des essais de traction uni axial à différents degrés de température sur des éprouvettes lisses.

Les résultats montrent que le comportement des polymères dépend fortement de la température, il ne faut pas nier son influence sur les caractéristiques physiques lors de l'étude de comportement des polymères, plus précisément lorsqu'il s'agit de l'étude des procédés de mise en forme qui nécessitent un apport important en chaleur et en effort mécanique. Pour cela, la présente étude consiste à prédire l'évolution du dommage d'ABS dans deux zones principales.

La première est la zone industrielle dont la configuration des chaînes macromoléculaires est largement immobile, la température est au dessous de la température vitreuse $T_g=110^\circ\text{C}$. Dans cette zone, un modèle de dommage basé sur les résultats expérimentaux obtenus nous a permis de déterminer trois stades d'évolution de dommage et par la suite pouvoir préciser la fraction de vie critique à partir de laquelle le matériau devient instable et défectueux, et ce pour une maintenance prédictive.

La deuxième zone est celle de thermoformage dont la température est au-dessus de la température vitreuse T_g . Dans cette zone les chaînes macromoléculaires ont tendance à se déplacer plus librement au fur et à mesure que la température augmente. Le même modèle de dommage a été adopté pour suivre le processus d'écoulement en fonction de la fraction de vie qui représente le paramètre matériel critique.

Cette étude comprend également une comparaison entre les modèles de dommage statique (expérimentaux) et les modèles de dommage par théorie unifiée (théoriques).

Mot clé : ABS, Essais de traction, Température, Comportement mécanique, Endommagement, Ecoulement, Fiabilité.

1. Introduction

Les matériaux Polymères utilisés dans les industries présentent une combinaison précieuse de propriétés, telles que: la Résistance à la corrosion, haut module d'élasticité et rigidité en ce qui concerne leur densité, bonne isolation thermique et électrique, Excellente conception de forme et formabilité [1]. Le comportement mécanique des polymères est caractérisé par une très grande diversité apparente. En effet, pour les mêmes conditions d'utilisation, et d'un point de vue technologique, on peut trouver des polymères qui sont, soit rigides, fragiles, soit ductiles, soit caoutchoutiques. Ainsi, dans la famille des polymères, on peut retrouver un grand nombre de types de comportement : viscoélastique, viscoplastique, hyper élastique, durcissant, endommageable. Cette diversité se retrouve, pour un même polymère, si l'on fait varier certaines de ses caractéristiques, ou simplement ses conditions d'utilisation. Il peut être rigide fragile, ductile ou élastique etc. Ceci ne veut pas dire que le comportement d'un polymère est variable, voire incontrôlé. Ce sont les paramètres contrôlant son comportement et les processus élémentaires envisageables qui sont nombreux [2]. Parmi ces polymères, l'Acrylonitrile Butadiène Styrène (ABS) est un Polymère amorphe fabriqué par émulsion ou polarisation en masse d'acrylonitrile et de styrène en présence de polybutadiène [3]. Les propriétés les plus importantes de l'ABS par lesquelles il est reconnu sont sa bonne tenue aux chocs, sa résistance à la rayure, son aptitude au vieillissement, son excellent aspect et sa capacité à être décoré. L'ABS est composé de trois monomères: l'acrylonitrile, le butadiène et les styrènes [4]. C'est le matériau privilégié pour le prototypage rapide, il s'agit des pièces moulées pour fabriquer les appareils électroménagers, les jouets, les pièces automobiles et le matériel informatiques. Le prototypage rapide intègre trois notions essentielles : le temps, le coût et la complexité des formes [5]. Ce travail est consacré d'une part à l'étude de l'influence de la Température sur le comportement mécanique de l'ABS, d'autre part sur l'évaluation de l'évolution de l'endommagement par le biais des deux expressions de dommage découlant de la théorie unifiée, à savoir le dommage expérimental et celui théorique dans la zone industrielle et la zone de mise en forme.

2. Matériel et méthodes

Le matériau utilisé dans ce travail est l'Acrylonitrile Butadiène Styrène (ABS). Ce dernier est un polymère amorphe fabriqué par émulsion ou polymérisation en masse d'acrylonitrile et de styrène en présence de polybutadiène.

La géométrie et les dimensions de l'éprouvette utilisée est donnée par la figure 1 selon la norme ASTM D638-03[6]

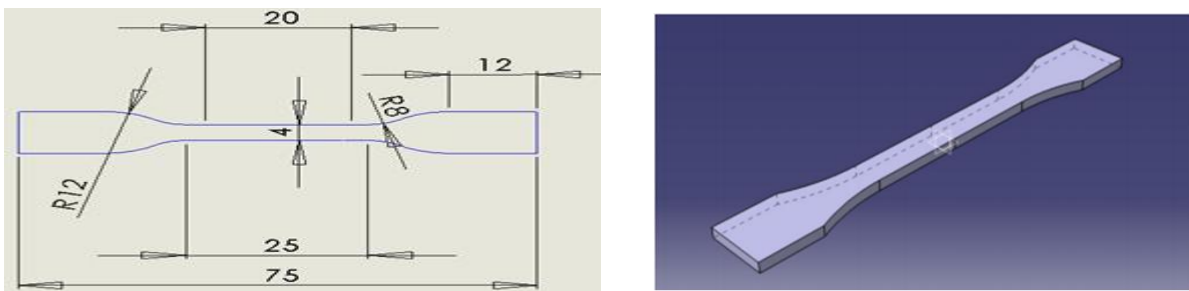


Figure 1 : dimensions des éprouvettes selon la norme ASTM D638-03[6]

La figure 2 présente l'évolution de la Contrainte appliquée sur les éprouvettes (en MPa) en fonction de la déformation ε (en %). L'allure générale de cette courbe a mis en évidence un comportement ductile.

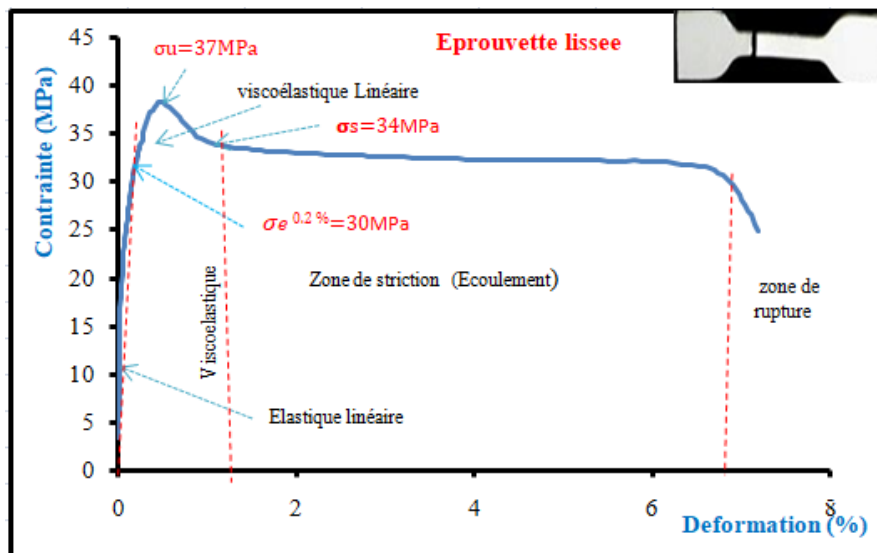


Figure 2: Courbe de traction Contrainte-Déformation Eprouvette haltère

Nous notons à partir de la figure 2 que la courbe a 4 zones. Chacune de ces zones révèle un comportement mécanique particulier du matériau (ABS) lors de l'essai de traction.

Zone 1 (linéaire): c'est la déformation élastique réversible du matériau due à la phase amorphe.

Zone 2: la force diminue, c'est le début de la striction qui correspond à une déformation hétérogène du matériau

Zone 3: augmentation de la zone de striction le long de l'échantillon jusqu'à la stabilisation.

Zone 4: la force d'étirement augmente, la déformation redevient homogène grâce à un durcissement structural lié à l'orientation des chaînes macromoléculaires dans le sens de l'étirement et à l'augmentation de la fraction fibrillaire du matériau jusqu'à rupture

Les résultats présentés sur la figure 2 nous ont permis de déterminer les propriétés mécaniques du matériau étudié.

Parmi ces propriétés, nous avons la limite élastique, le module d'élasticité et la contrainte de striction qui ont été donnés dans le tableau 1

Tableau 1: les propriétés mécanique d'un matériau en ABS

Module d'élasticité	la limite élastique	Allongement à la rupture en traction	Contrainte de striction
E= 2000 MPa	$\sigma_e = 30\text{ MPa}$	6,4%	$\sigma_s = 34\text{ MPa}$

3. Résultats et Discussion

3.1. Effet de la température sur le comportement de l'ABS

Pour tenir compte de l'influence de la température sur les caractéristiques mécaniques de l'ABS spécialement la contrainte en fonction des températures plusieurs séries d'essais ont été faites sur des éprouvettes haltères dans une plage de température allant de 25°C température de labo jusqu'à 170°C en passant par la température de transition vitreuse $T=110^\circ\text{C}$.

La figure 3 présente l'évolution de la Contrainte ultime (MPa) en fonction de la température ($^\circ\text{C}$).

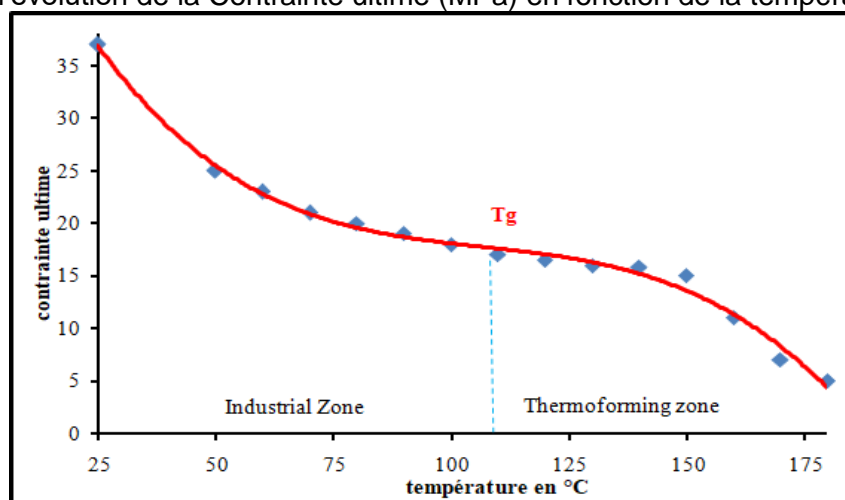


Figure 3 : Evolution de la contrainte ultime en fonction de la température

Nous avons constaté l'existence de deux zones : La zone I qui correspond à la température qui se situe entre la température de labo $T_a=25^\circ\text{C}$ et la température de transition vitreuse $T_g=110^\circ\text{C}$ correspondant à un état rigide (vitreux) c.-à-d. les molécules de la partie amorphe sont peu déformable (zone industrielle). La zone II est au-dessus de la température vitreuse peut correspondre à un état de transition dans laquelle les mouvements des chaînes deviennent possibles dans les zones désormais amorphes, et permettant des déformations plus importantes et plus faciles : les propriétés mécaniques chutent dans cette phase, c'est-à-dire que le comportement mécanique des polymères est affecté il s'agit d'une zone de mise en forme.

3.2 Détermination du dommage statique

3.2.1 Détermination du dommage statique dans la zone industrielle (25°C à 110°C)

Le modèle du dommage statique consiste à déterminer l'évolution de la contrainte en fonction de la fraction

de vie $\beta = \frac{T_i - T_a}{T_g - T_a} = \frac{\Delta T}{T}$. L'endommagement est déterminé par la variable D:

Avec :

T_a : température ambiante

T_i : température instantanée

T_g : température vitreuse

Le modèle du dommage statique consiste à déterminer l'évolution de la contrainte ultime résiduelle dont les variations sont dues essentiellement à l'endommagement.

On définit généralement les contraintes résiduelles [7] comme étant les efforts internes qui subsistent dans les pièces mécaniques lorsque ces dernières ne sont soumises à aucun effort extérieur.

Au cours de l'essai, nous avons suivi le phénomène d'endommagement entre l'état vierge et la rupture complète de l'éprouvette par la mesure des contraintes ultimes résiduelles, ce phénomène est quantifié par le paramètre dommage (D).

Avec :

σ_u : la contrainte ultime résiduelle

σ_{ur} : Valeur de la contrainte ultime pour différentes températures

σ_a : contrainte appliquée

$$D = \frac{1 - \frac{\sigma_{ur}}{\sigma_U}}{1 - \frac{\sigma_a}{\sigma_U}} \quad (1)[8]$$

➤ contrainte ultime résiduelle non dimensionnelle

Afin de normaliser la contrainte ultime résiduelle, nous examinons les rapports σ_{ur}/σ_u , les résultats sont présentés dans la figure. 4

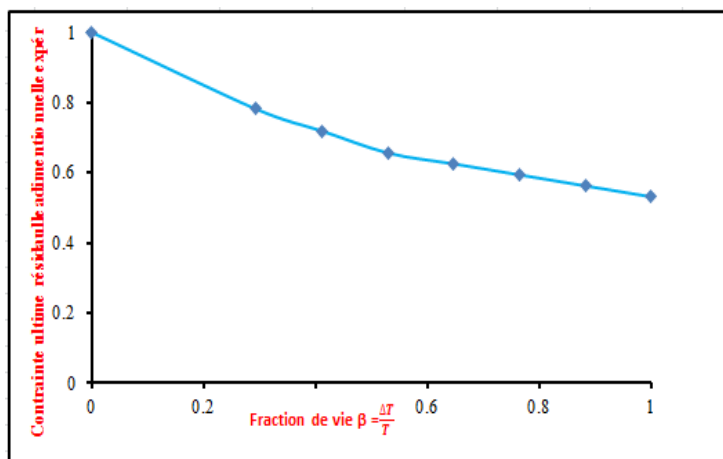


Figure 4. Variation du rapport adimensionnel de la contrainte ultime résiduelle en fonction de fraction de vie β

Les éprouvettes à température ambiante peuvent résister à une contrainte ultime $\sigma_u = 37$ MPa. Autant que la réduction de l'épaisseur augmente, Les contraintes finales résiduelles diminuent de manière graduelle, Cela s'explique par une perte de la résistance des matériaux ABS en raison de l'augmentation de la température.

➤ Evolution du dommage statique

Le dommage en fonction de fraction de vie β est donné par la figure 5 avec les conditions suivantes :

$$\begin{array}{l} \beta = 0 \longrightarrow \sigma_{ur} = \sigma_u \longrightarrow D = 0 \\ \beta = 1 \longrightarrow \sigma_{ur} = \sigma_a \longrightarrow D = 1 \end{array}$$

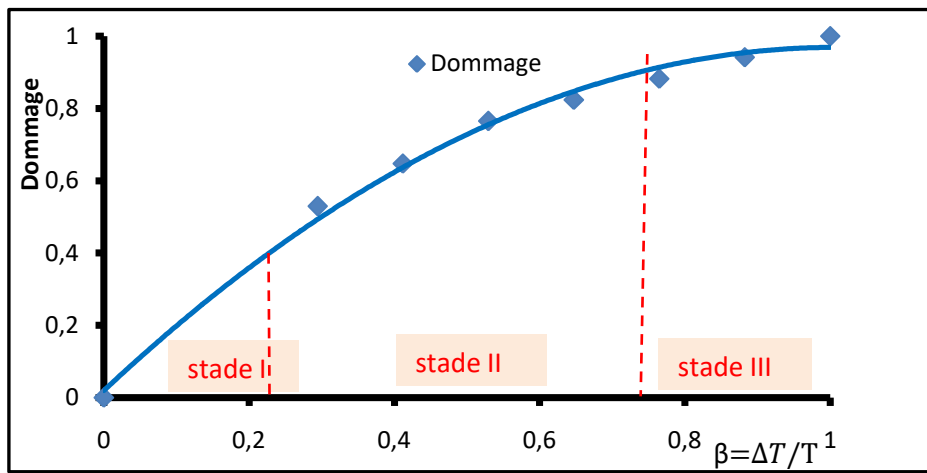


Figure 5 : Evolution du dommage en fonction de fraction de vie β

D'après la figure 5 nous remarquons que l'accroissement du dommage signifie l'augmentation de la perte en résistance en traction statique, cette perte évolue avec l'augmentation de la température.

Nous distinguons trois zones, la zone 1 qui correspond à l'initiation du dommage, la zone 2 qui correspond au dommage critique et la zone 3 qui correspond au dommage brutal.

➤ Relation Endommagement-Fiabilité

La fiabilité R est un paramètre statistique, qui suit l'évolution de la détérioration du matériau. Elle varie en sens inverse du dommage, donc la relation entre ces deux paramètres s'écrit comme suit : $R(\beta) + D(\beta) = 1$ [9]

La figure 6 illustre la variation de la fiabilité et de l'endommagement en fonction de la fraction de vie β dans la zone industrielle.

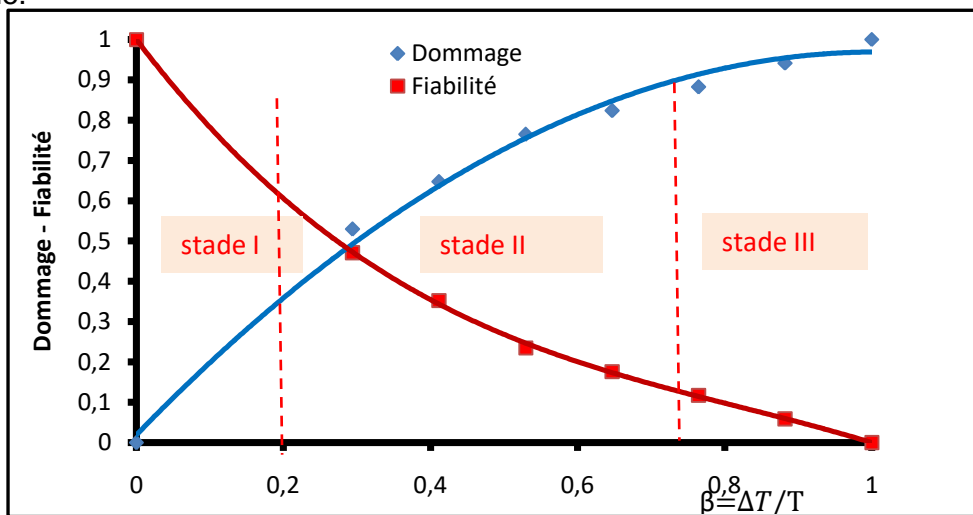


Figure 6. Evolution du dommage par rapport la fiabilité en fonction de fraction de vie β :

L'augmentation du dommage est nécessairement accompagnée par la diminution de la fiabilité (Figure 6). Au début, nous avons la zone d'initiation de l'endommagement (stade I), à 50% Les éprouvettes commencent à perdre leur résistance interne et le matériau en ABS commence à se dégrader, il s'agit de la propagation de l'endommagement, désignée par la zone d'endommagement progressif (stade II). A 80% du dommage la zone d'endommagement brutal qui correspond à une température critique de 70 °C. A ce stade III le matériau devient instable.

➤ Calcul du dommage par la théorie unifié dans la zone industrielle

Par corrélation à l'expression du dommage théorique proposé par la théorie unifiée [10], une relation décrivant l'évolution du dommage en fonction de la fraction de vie et des contraintes est donnée par l'équation (2):

$$D_{th} = \frac{\beta}{\beta + (1 - \beta) \left[\frac{\gamma - (\gamma/\gamma_u)^m}{\gamma - 1} \right]} \quad (2)$$

Avec

- $\beta = \frac{\Delta T}{T}$ β = fraction de vie
- $\gamma = \frac{\sigma_a}{\sigma_0}$ σ_0 = limite d'endurance
- $\gamma_u = \frac{\sigma_u}{\sigma_0}$ σ_u = contrainte ultime du matériau vierge

σ_0 est la limite d'endurance résiduelle qui est égale à la contrainte ultime résiduelle multipliée par un coefficient α (pour $n=0$; $\sigma_0 = \alpha \sigma_u$) Pour un $\alpha = \frac{1}{\text{coefficient de sécurité}}$

Le coefficient d'utilisation pour ABS est égal à 2.5, Ainsi le paramètre m est un paramètre matériel, avec $m=1$ pour les polymères amorphes selon [11]

La variation du dommage en fonction de la fraction de vie β calculé d'après la relation (2) avec γ comme paramètre est illustrée à la figure 7. Chaque courbe est associée à un niveau de chargement.

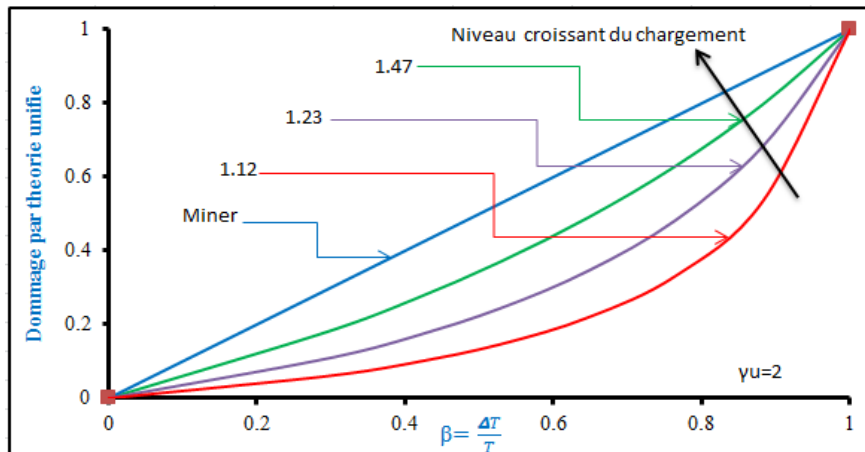


Figure 7. Courbes caractéristiques représentant le dommage en fonction de la fraction de vie, d'après la théorie unifiée dans la zone industrielle

Nous constatons que les allures relatives à différents niveau de chargement sont superposées selon l'ordre de γ (la courbe supérieure est celle avec le plus grand niveau de chargement). La dernière courbe relative au dernier chargement $\gamma=1.47$ présente un écart important par rapport aux autres chargements. La loi de Miner est plus critique relativement aux différents dommages relatifs a la théorie unifiée.

3.2.2 Détermination du dommage statique dans la zone de mise en forme ($T > T_g$)

Dans cette zone nous définissons une fraction de vie β' telle que : $\beta' = \frac{T_i - T_g}{T_c - T_g} = \frac{\Delta T}{T'}$

➤ contrainte ultime résiduelle non dimensionnelle

Afin de normaliser la contrainte ultime résiduelle, nous examinons les rapports σ_{ur} / σ_u , les résultats sont présentés dans la figure. 9

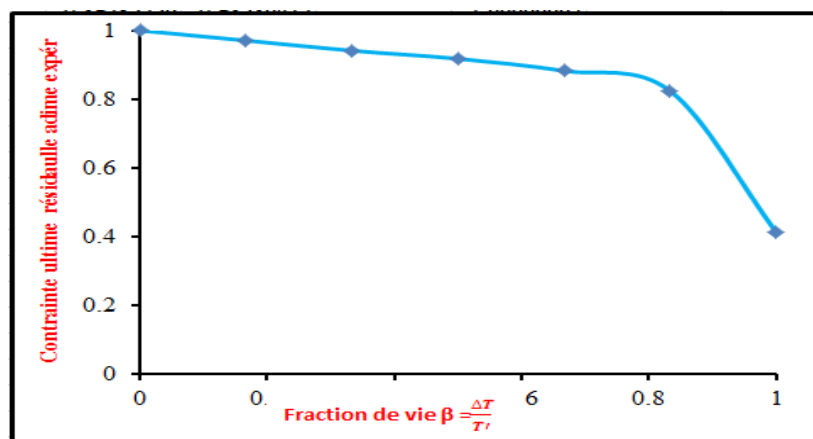


Figure 9. Variation du rapport adimensionnel de la contrainte ultime résiduelle en fonction de fraction de vie β'

Nous remarquons que le rapport σ_{ur} / σ_u décroît lorsque la température de l'éprouvette augmente, Cette normalisation nous a permis de relever la contrainte avant la rupture qui est égale à $\sigma_a = 0.43\text{MPa}$.

➤ Evolution du dommage statique dans la zone de mise en forme

La figure10. Illustre la variation de dommage en fonction de la fraction de vie β' dans la zone de mise en forme (thermoformage).

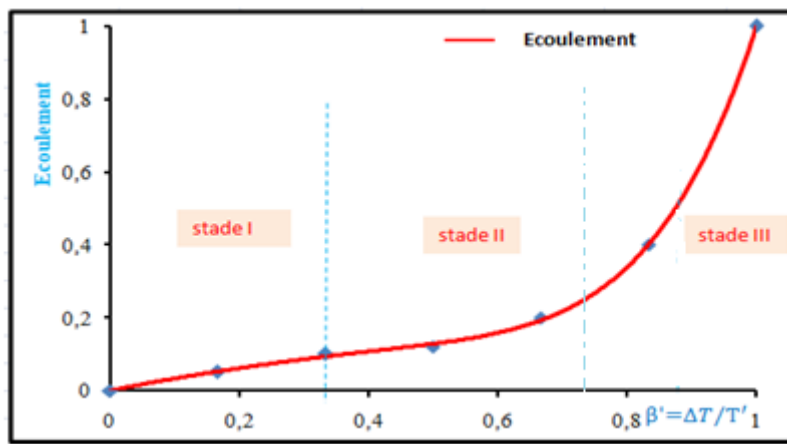


Figure 10. Evolution de l'écoulement en fonction de fraction de vie β' dans la zone de mise en forme.

La courbe 10 illustre la variation de l'écoulement en fonction de la fraction de la vie β' . Nous notons que l'écoulement augmente progressivement avec l'augmentation de la température, ceci s'explique par une perte de propriétés mécaniques provoquées par une augmentation de la température. En effet, l'évolution de l'écoulement est divisée en trois stades.

Dans la première étape ($0\% < \beta < 32\%$), l'écoulement commence à zéro et se développe lentement c'est à dire l'initiation de la malléabilité du matériau en ABS. La deuxième étape ($32\% < \beta < 70\%$) se caractérise par une augmentation de l'écoulement qui correspond à la phase caoutchouteuse (déformation des liaisons atomiques), de $\beta = 70\%$ commence la Troisième étape, dont l'écoulement s'accélère pour avoir une valeur de 1 qui correspond au domaine de travail en thermoformage.

➤ **Relation écoulement –Fiabilité dans la zone de mise en forme**

La figure11 illustre la variation de la fiabilité et de l'écoulement en fonction de la fraction de vie β' dans la zone non industrielle.

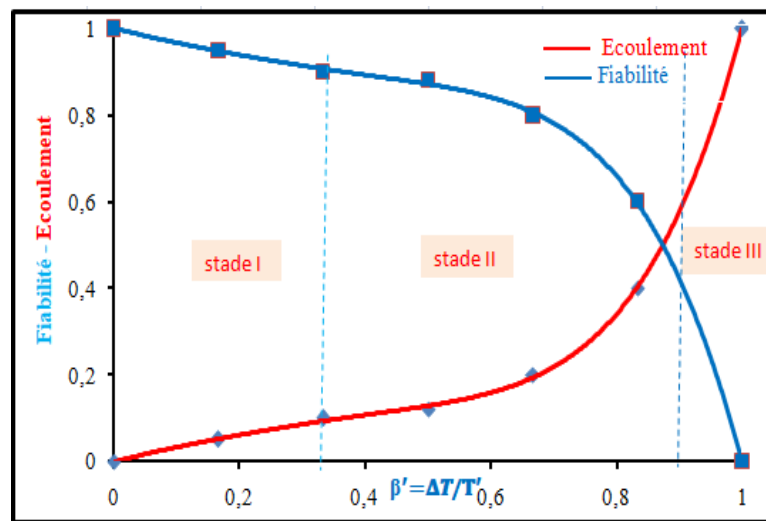


Figure 11 . Evolution de l'écoulement en fonction de la fraction de vie β' dans la zone de mise en forme

La courbe de la figure 11 représente au début une phase très longue et un comportement linéaire qui illustre un changement très faible et une température suffisamment large (stade I) initiation de la malléabilité de l'ABS, dans le stade II, on a une zone qui correspond une phase caoutchouteuse.

En fin on trouve le stade III, dans cette zone on ne peut pas contrôler le matériau.

➤ **Calcul de l'écoulement par la théorie unifié dans la zone de mise en forme**

La figure 12 représente les courbes de l'écoulement par la théorie unifiée dans la zone de mise en forme

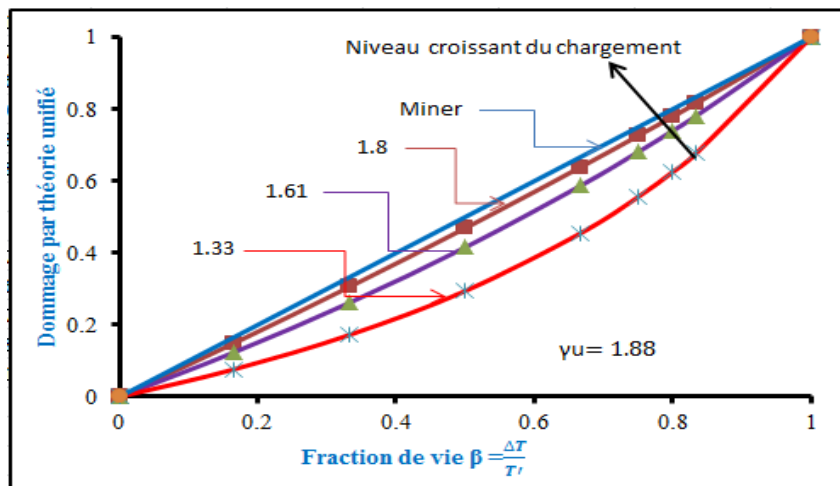


Figure 12. Courbes caractéristiques représentant l'écoulement caoutchouteux en fonction de la fraction de vie, d'après la théorie unifiée dans la zone de mise en forme

On remarque d'après les différentes courbes, qui représente le dommage selon la théorie unifiée dans la zone de mise en forme que l'augmentation de chargement a pour effet d'approcher les courbes de l'écoulement à la courbe de miner et on constate aussi que les courbes correspondants aux dommages après la température vitreuse sont presque superposés et confondus avec un écart très petit.

4. Conclusion

Le but de ce travail, d'une part est de mieux comprendre le comportement mécanique des polymères utilisés dans l'industrie, surtout l'ABS et connaître les paramètres agissant sur le comportement de ce matériau pour fournir des solutions aux problèmes rencontrés lors de l'utilisation.

Nous avons aussi constaté d'une part que dans la partie industrielle dans laquelle la température est en dessous de la température vitreuse le dommage croît au fur et à mesure que le matériau ABS étudié perd sa résistance et quand la température devienne plus importante. D'autre part on remarque que le dommage statique est plus dangereux que le dommage calculer par la théorie unifiée.

Dans la deuxième partie (partie de mise en forme), nous avons pu relier la fiabilité à l'endommagement à travers la fraction de vie dans un intervalle de température de la température vitreuse jusqu'à la température de fusion. Le dommage croît au fur et à mesure que le matériau étudié "L'Acrylonitrile Butadiène Styrène" perd sa résistance, et quand la température devienne plus importante.

La fiabilité varie au sens inverse du dommage et définit les trois stades de la propagation de la fissure.

5. Références

- [1] Rajaa RHANIM« Study of the mechanical behavior of damaged structures Of polymers. Digital Calculation / Testing Dialogue. Application to photoelasticity2016
- [2] comportement mecanique des polymeres
- [3] B. Ni, J. Li et V. Berry, «Plastic zone in front of a mode I crack in acrylonitrile-butadiene-styrene
- [4]Fiche technique de L'ABS
- [5] I. Makadir , M. Barakat , M. Elghorba, H. Farid «Study of Damage to ABS Specimens Submitted To Uniaxial Loading», The International Journal Of Engineering And Science(IJES), Volume 4, Issue 1,January – 2015,Pages , 05-08.
- [6] ASTM D638-03 Standard test method for tensile properties of plastics.
- [7] C. Bathias, J. Bailon, La fatigue des matériaux et des structures, pp. 328-330. 1980
- [8] N.Mouhib et al "Tensile test of a strand with 2 broken wires artificially damaged "2015"
- [9] P. Chapouille et P.DePazzis, "Fiabilité des systèmes", Editions Masson (1968).
- [10] M. Chahid, G. M. El, M. Benhamou et Z. Azari, «Optimisation fiabiliste de l'endommagement en fatigue d'un matériau composite fibres de verre-époxyde,» Matériaux et techniques, vol. 84, pp. 13-17, 1996.
- [11] Fatima Majid, Mohamed Elghorba, Continuum damage modeling through theoretical and experimental pressure limit formulas , Frattura ed Integrità Strutturale, 43 (2018) 79-89; DOI: 10.3221/IGF-ESIS.43.05



"Caractérisation d'un arc orthodontique en alliage Ni-Ti de section rectangulaire en service"

GANNOUN Miniar¹, LAROUCSI HALLARA Myriam¹, BOUROUUI Tarak¹, BEN ZINEB Tarak²

¹ Laboratoire de Génie Mécanique de Monastir (LGM)

Rue Ibn El Jazzar - Monastir - 5000, Monastir, Tunisie - Tunisie

² Université de Lorraine, CNRS, Arts et Métiers ParisTech, LEM3, F-54000 Nancy, France

Résumé :

En orthodontie, l'efficacité des fils Ni-Ti est déterminée par les niveaux des forces et les mouvements dentaires provoqués. Il est généralement admis que le mouvement dentaire optimal est produit par une force faible et constante, d'où l'objectif de ce papier est de concevoir un modèle numérique simple d'une unité dentaire pour évaluer la force orthodontique engendrée. Notre simulation numérique est réalisée par un système bracket collée sur une dent et assemblé avec un fil de comportement superélastique dans une configuration de malocclusion choisie. Un cycle de chargement/déchargement mécanique consiste en un déplacement de mm incréments imposé à la température de la bouche supérieure à la température de fin de transformation austénitique. Cette modélisation du comportement du fil est basée sur la loi constitutive de Chemisky et al (2011) [1] qui est basée sur les paramètres expérimentaux.

Mots clés : Superélasticité / arc / force orthodontique / simulation numérique.

1. Introduction

Les alliages superélastiques (SE) en Ni-Ti peuvent subir des déformations réversibles importantes qui peuvent atteindre 10%. Ces matériaux ont connu un avancement considérable durant les deux dernières décennies et ils sont devenus des instruments de développement technologiques notamment dans le domaine médical.

Malgré l'âge de maturité et le nombre important de travaux théoriques et pratiques réalisés sur cette famille de matériaux durant la dernière décennie, il y a un manque de logiciels de simulation de leur comportement et de faible investigation visant une meilleure tenue en service et apportant des réponses précises sur les limites et les conditions de leur application [2] [3].

De nos jours, personne ne peut réfuter l'importance de l'alliage Ni-Ti dans plusieurs domaines. Les arcs Ni-Ti ont révolutionné l'orthodontie moderne grâce à leur propriété de superélasticité. Malgré leurs remarquables avantages, ceci n'a pas empêché de constater des phénomènes de ruptures quelques mois après leurs mises en place au niveau de la cavité buccale [4].

Les objectifs qui sont visés dans le cadre de ce travail est une meilleure connaissance des limites d'utilisation des arcs orthodontiques en Ni-Ti superélastiques en déterminant la force orthodontique que génèrent dans une configuration donnée dans l'environnement buccal est ainsi valider expérimentalement des performances mécaniques de ces arcs choisis en service.

2. Caractérisation de l'arc orthodontique en Ni-Ti SE

Le matériau utilisé est un alliage $Ti_{50,8}-Ni_{48,2}$ utilisé dans les applications orthodontiques. Ce matériau est superélastique, commercialisé sous forme d'arcs préformés. Sa section est rectangulaire de dimension $0,64 \times 0,46$, mm^2 . Afin de déterminer les propriétés mécaniques du matériau, des essais de traction réalisés sur les spécimens de l'arc orthodontique aux températures $25^\circ C$, $35^\circ C$ et $50^\circ C$ avec une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 6,66 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ (0,4 mm/min) en imposant une déformation de 7% sur une machine de traction LLOYD INSTRUMENTSTM, LR5KPlus Series de charge maximale 20kN.

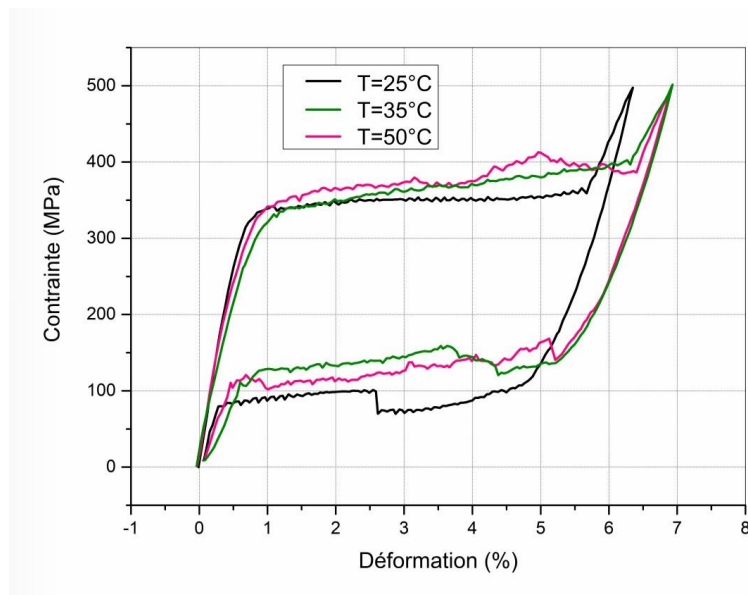


Figure 1. Courbe contrainte/ déformation d'un arc orthodontique à températures 25°C, 35°C et 50°C

Nous avons varié la vitesse de déformation lors des essais de traction à déformation imposée de 10%. Les résultats présents dans la figure 2 nous permettent de conclure que le comportement superélastique des fils varie avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Selon la figure 2 on observe :

- L'évolution de la contrainte limite de la transformation directe et inverse avec la vitesse.
- L'évolution du plateau de transformation martensitique avec la vitesse : la pente du plateau augmente avec la vitesse.

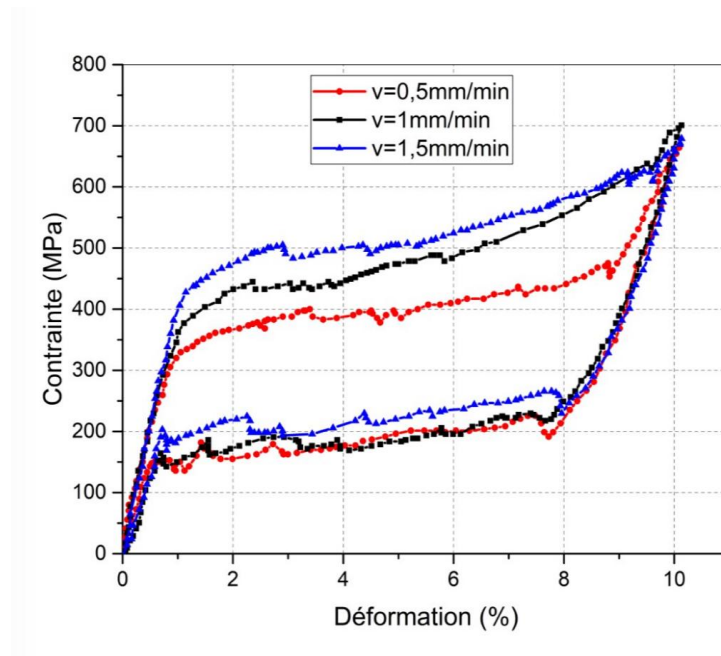


Figure 2. Comportement superélastique de l'alliage NiTi pour des vitesses de déformation de 0,5 mm/min, 1 mm/min et 1,5 mm/min

Lorsque nous avons chargé les échantillons du fil à des déformations de 1 à 7%, nous pouvons constater que l'alliage présente un comportement superélastique à la température ambiante pour les différentes vitesses : retour à zéro quel que soit le pourcentage d'allongement. C'est-à-dire absence de déformation plastique. Cependant, nous remarquons une diminution de la contrainte critique de la transformation martensitique d'un pourcentage d'allongement à un autre et la variation de module apparent de la martensite.

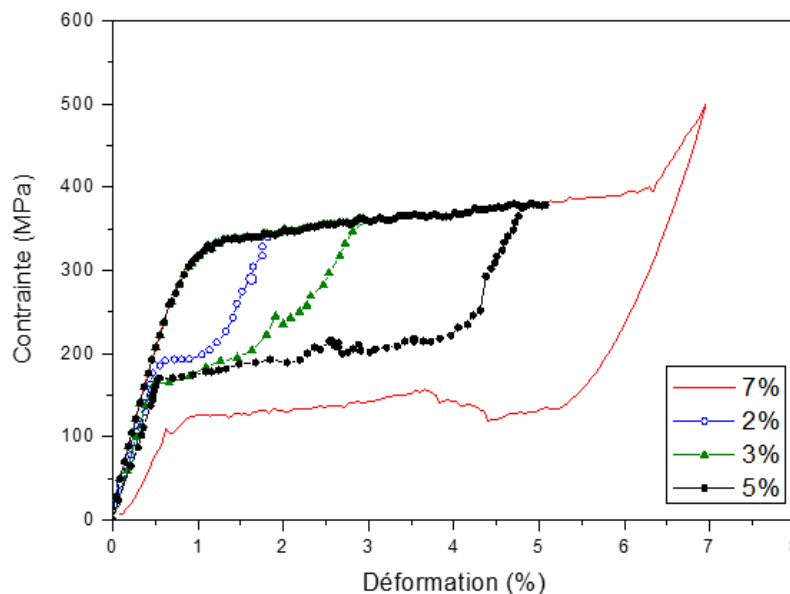


Figure 3. Chargement à différents allongements de 2, 3,5 et 7% à 35 °C

Cette diminution est due au cyclage du fil étudié. En effet, selon les études de Miyazaki et al [5], la diminution de la contrainte critique de la transformation martensitique avec l'augmentation du nombre de cycle pour les alliages superélastique Ni-Ti, est un phénomène considéré comme étant associé à la génération des dislocations dues à la transformation induite sous contrainte qui bloquent le glissement des variantes de martensite les unes par rapport aux autres.

3. Détermination numérique de la force orthodontique généré d'un arc en Ni-Ti SE

2.1. Modèle phénoménologique utilisé dans la simulation : Modèle de Chemisky et al 2011

Le modèle de comportement superélastique utilisé dans notre étude est le modèle de Chemisky et al [1]. Ce modèle a été développé initialement par Peultier et al [6] puis amélioré par Chemisky [7] et Duval [8]. Formulé selon une approche micromécanique, ce modèle est basé sur l'énergie libre de Gibbs en considérant les variables internes suivantes : la fraction volumique de martensite f , est la fraction volumique de martensite auto accommodée f^{FA} , la déformation moyenne de transformation $\underline{\varepsilon}^{tr}$ et la déformation moyenne d'accommodation des macles $\underline{\varepsilon}^{twin}$.

La définition de la déformation macroscopique totale \underline{E} est la somme de quatre contributions : La déformation élastique \underline{E}^{el} , la déformation thermique due à la dilatation thermique \underline{E}^{th} , la déformation inélastique due à la transformation martensitique \underline{E}^{tr} et enfin la déformation inélastique due au mécanisme d'accommodation des macles \underline{E}^{twin} :

$$\underline{E} = \underline{E}^{el} + \underline{E}^{th} + \underline{E}^{tr} + \underline{E}^{twin}$$

L'austénite et la martensite sont supposées isotropes et possèdent les mêmes constantes thermoélastiques. Pour définir le potentiel thermodynamique G , l'énergie libre de Gibbs associée aux variables de contrôles (σ , T) est utilisée :

$$\begin{aligned} G &= (U^A - TS^A) (1-f) + (U^M - TS^M) f - \underline{\sigma} : \underline{\varepsilon} + G^{int} + C_v [(T-T_0) - T \log(\frac{T}{T_0})] \\ &= U^A - TS^A + f(\Delta U - T\Delta S) - \underline{\sigma} : \underline{\varepsilon} + G^{int} + C_v [(T-T_0) - T \log(T/T_0)] \end{aligned}$$

U^A (respectivement U^M) est l'énergie interne de la phase austénitique (martensitique), S^A (S^M) est l'entropie de la phase austénitique (martensitique), T_0 est la température d'équilibre, C_v est la chaleur spécifique supposée identique pour les deux phases, G^{int} représente l'énergie élastique d'interaction liée aux incompatibilités géométriques et aux incompatibilités entre variantes.

Le modèle de Chemisky [1] a considéré la propriété des boucles internes dans l'algorithme de la loi constitutive. (Figure 5) La démarche adoptée pour décrire les chargements partiels est inspirée de la formulation proposée par Peultier [6]. Elle repose sur la détection de points mémoires lorsque le sens de transformation s'inverse. La modélisation du comportement en boucles internes est également importante dans les applications orthodontiques puisque le matériau est principalement soumis à des chargements partiels [5]. La modélisation est bien décrite par la diagonale de l'hystérésis complet qui permet de tenir en compte l'influence du niveau de contrainte sur la déformation de martensite.

2.2. Simulations numériques des comportements mécaniques de fil orthodontique en alliage Ni-Ti SE

Les paramètres mécaniques nécessaires au pilotage du modèle de Chemisky et al [1] sont identifiés à partir les essais expérimentaux de traction et des tests de calorimétrie différentielle à balayage (DSC) permettent de fournir les températures de transformation martensitique.

Tableau 1 - Paramètres mécaniques de pilotage du modèle de Chemisky et al [1].

$E_A = E_M$	ν	$\alpha_A = \alpha_M$	$\varepsilon_{max}^{tr} = H$	$\varepsilon_{tracmax}^{TFA}$	$\varepsilon_{compmax}^{TFA}$	b_d	b_r
36000 MPa	0.33	$22 \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$	0.052	0.04	0.04	$4.2 \text{ MPa} \cdot \text{C}^{-1}$	$1.7 \text{ MPa} \cdot \text{C}^{-1}$
A_s		M_s		r_f	F_ε		H_f
17 °C		5 °C		0.6	100 MPa		4 MPa

Avec E_A et E_M sont les modules d'élasticité des phases austénite et martensite, ν est le coefficient de Poisson, α est le coefficient d'expansion thermique, H ou bien noté ε_{max}^{tr} est la déformation maximale. Citons que $\varepsilon_{tracmax}^{TFA}$ et $\varepsilon_{compmax}^{TFA}$ sont respectivement la déformation de transformation de la martensite auto accommodée en traction et en compression. b_d et b_r décrivent respectivement les pentes des transformations martensitiques directes et inverses dans le graphe contrainte-température (σ, T). r_f est le coefficient d'amplitude des boucles internes, F_ε est la contrainte de début de processus de la réorientation des variantes de la martensite et H_f dénote le coefficient de pseudo-écrouissage de la transformation martensitique. r_f , F_ε et H_f sont pris des essais expérimentaux réalisés par Lachiguer et al [9].

La figure 5 montre une bonne accordance avec la courbe expérimentale ce qui montre la validité de modèle de Chemisky pour notre étude et ceci sera valide pour toute autre température.

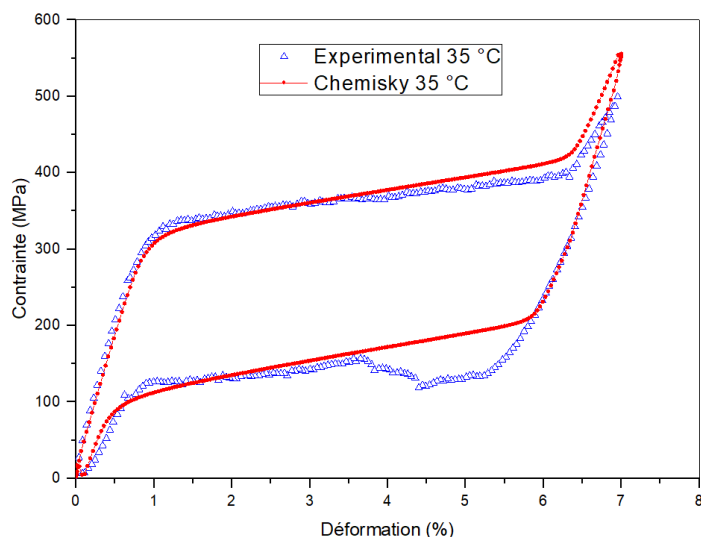


Figure 4. Confrontation entre les résultats de simulation numérique avec les résultats de courbes expérimentales à 35 °C

Nous avons réalisé des chargements à différents allongements de 7%, 5%, 3%, 2% et 1%. La figure 5 montre que le modèle constitutif de Chemisky et al. [1] est capable de reproduire le phénomène des boucles internes.

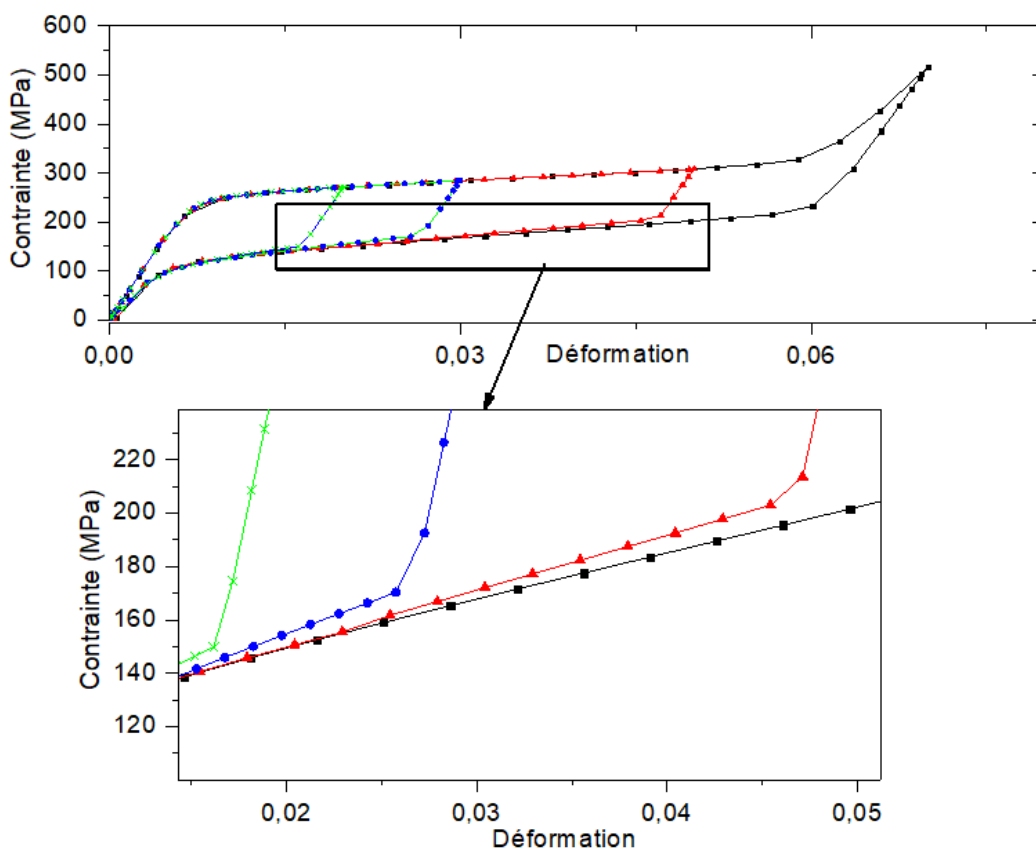


Figure 5. Boucles internes reproduites par le modèle de Chemisky et al. [1] à 35 °C

2.3. Simulation numérique de la force orthodontique dans une configuration de malposition donnée

Pour déterminer la force orthodontique optimale, nous sommes amenés à modéliser un état de chargement physiologique réel (Figure 6-a). Nous avons réalisé un modèle simple sur SolidWorks de système fil, bracket et dent. Une bracket collée sur la dent de comportement élastique du matériau, ou on fait entrer le fil orthodontique de section rectangulaire $0.64 \times 0.46 \text{ mm}^2$ en Ni-Ti de comportement superélastique de paramètres illustrés dans le tableau 1. Le fil est maillé en 2016 éléments hexaédriques C3D20 en interpolation quadratique. En ayant à la température de la bouche ($35 \text{ }^\circ\text{C}$), nous adoptons une configuration ou la dent est déplacée de 2, 4 et 6 mm de sa position réelle. Le fil orthodontique est placé suivant cette configuration, ayant encastré des deux extrémités (figure 6-b). Nous suivons ainsi la force durant le retour de l'arc à différentes positions (figure 7).

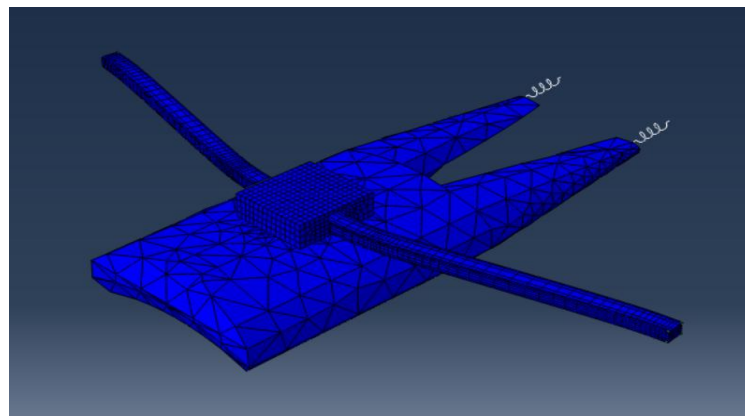
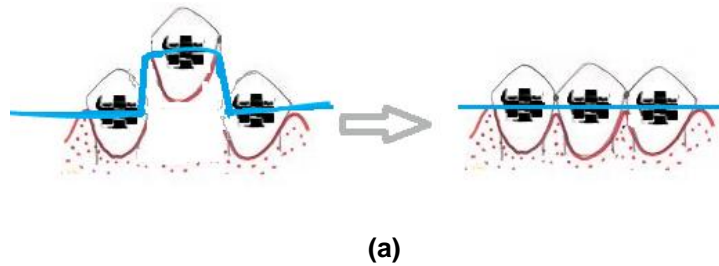


Figure 6. Configuration supposée à étudier

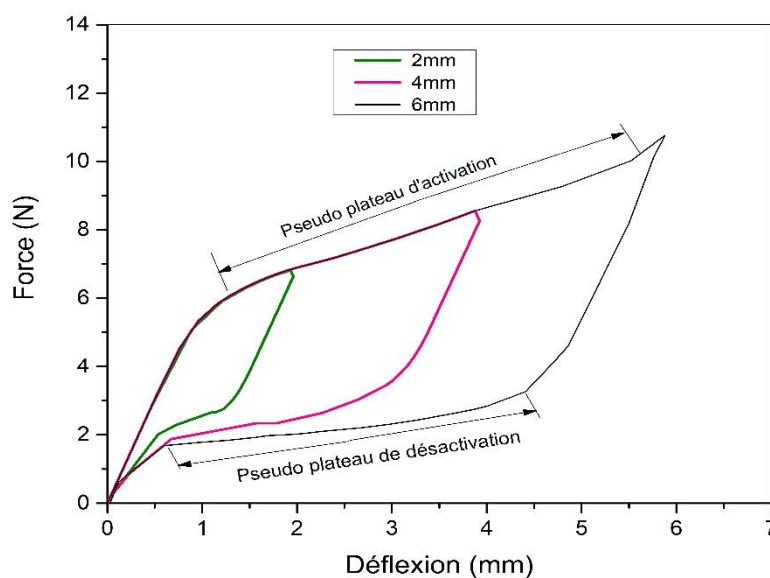


Figure 7. Force orthodontique de l'arc en configuration réelle à $35 \text{ }^\circ\text{C}$ à 2mm, 4mm et 6mm de déplacement imposé

Simultanément et en deuxième partie, la dent exerce une contrainte qui est supposée la réaction de l'os alvéolaire modélisée par un ressort de rigidité 0.16 N/mm.

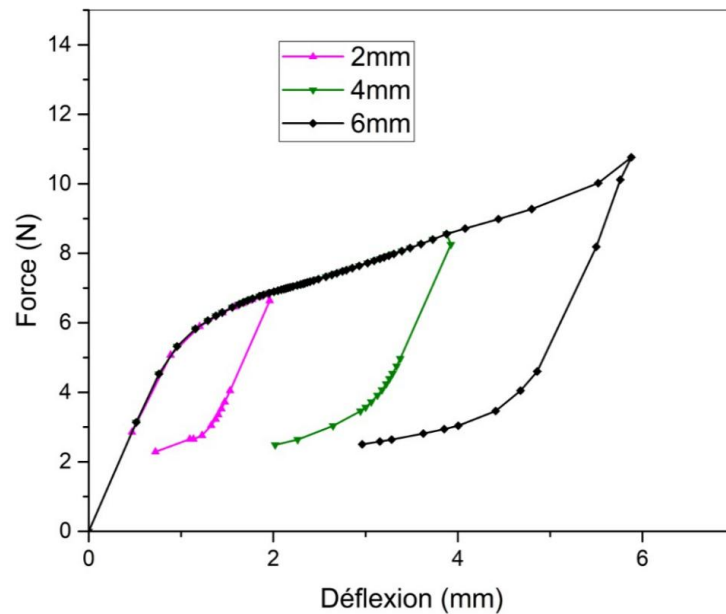


Figure 8. Force orthodontique de l'arc en configuration réelle à 35 °C à 2mm, 4mm et 6mm en simulant l'effet obstacle de l'os alvéolaire avec des ressorts de rigidité 0.16 N/mm

La modélisation en boucles internes de comportement superélastique des arcs orthodontiques est primordial dans les applications dentaires cliniques puisque d'une part les sollicitations ne sont pas homogènes sur tout le fil et en d'autre part les distances de malocclusions se diffèrent d'un cas clinique à un autre, donc le matériau est principalement soumis à des chargements partiels

On peut donc, grâce aux courbes des figures 7 et 8 tirer ces conclusions quant aux effets des chargements partiels et le rôle joué par l'os alvéolaire :

- La force développée sur la dent est dans l'intervalle [3,04N,2,09N] qui est dans la marge normalisé de la force orthodontique [10].
- La force générée par l'arc pour assurer le déplacement dentaire augmente en diminuant la déflexion de l'arc. Ceci peut être expliqué par la transformation A-M directe qui demeure incomplète lors d'un chargement partiel d'où la nécessité d'appliquer un effort supérieur pour induire la transformation inverse.
- L'os, créant un obstacle devant le retour de l'arc vers sa forme initiale, est modélisé par n ressorts de rigidité 0.16 N/mm. En effet, plus la rigidité de la dent augmente (Figure 7 rigidité nulle et figure 8 rigidité 0.16/mm) plus la dent n'arrive pas à retrouver sa position appropriée et ainsi la force orthodontique ne sera pas dans la marge désirée.
- La phase d'activation traduit l'insertion du fil dans le bracket, la phase de désactivation présente la force générée par le fil pour redresser la dent, lors des simulations nous remarquons que le mouvement de la dent est bloqué en points situés sur ce plateau, le fil est ainsi fonctionnel mais on peut recommander l'augmentation de la section de l'arc orthodontique qui va induire davantage la transformation martensitique et par conséquent le déplacement de la dent. Ceci est expliqué parce que la fraction volumique de martensite augmente en augmentant la section de l'arc ce qui élève l'énergie stockée et ainsi induit la transformation inverse [11].

3. Conclusion

L'arc en Ni-Ti SE offre un certain nombre d'avantages au patient et à l'orthodontiste par rapport aux matériaux classiques. En plus ayant une force constante et faible au niveau de plateau de désactivation (Figure 7) sur une large plage de déformations, le redressement des dents est plus précis et moins douloureux pour le patient.

Les arcs d'alliages Ni-Ti SE semblent réunir toutes les propriétés de l'arc idéal à condition :

- de les décharger en phase transformation austénite-martensite afin de bénéficier des forces constantes au niveau de plateau de désactivation,

- de les laisser agir suffisamment longtemps car ils développent des forces légères,

Cette recherche permet de mieux cerner encore la performance d'un arc orthodontique en Ni-Ti SE de section rectangulaire au moyen des appareils dentaires fixes. Cependant, il ne faut pas oublier que malgré leurs propriétés mécaniques uniques, la qualité des résultats et la stabilité des traitements dépendent de l'adéquation entre différents paramètres tel que : le plan de traitement (la configuration), la température dans la cavité orale et le type de la dent

Bibliographie

[1] Chemisky Y, Duval A, Patoor E and Ben Zineb T, 2011, Constitutive model for shape memory SMAs including phase transformation, martensitic reorientation and twins accommodation, *Mechanical Materials*. Vol. 68 pp 361-376.

[2] Lagoudas D C et Boyd J G A, 1996, thermodynamical constitutive model for shape memory materials 1996 *Int. J. Plast.* Vol. 12, pp 805-842.

[3] Ben Jaber M, 2009, Optimisation de la conception d'implants orthopédiques en alliages à mémoire de forme, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tunis.

[4] Brantley WA, Eliades T, 2001, *Orthodontic Materials. Scientific and clinical aspects*, Thieme Medical Publishers, 310 pages.

[5] Miyazaki S, Imai T, Igo Y et Otsuka K, *Metallurgical Transactions A*, Janvier 1986, Vol 17A, pp 115.

[6] Peultier, B, 2005, *Alliages à mémoire de forme : modélisation et calcul de structures*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers Centre de Metz.

[7] Chemisky Y, 2009, *Modélisation du comportement macroscopique des alliages à mémoire de forme - Application aux matériaux composites*, Université Paul Verlaine de Metz.

[8] Duval A, 2009, *Modélisation du comportement thermomécanique d'alliages à mémoire de forme. Application au dimensionnement de microsystèmes et extension en non local*, Université Henri Poincaré Nancy1.

[9] Lachiguer A, Bouby C, Gamaoun F, Bouraoui T et Ben Zineb T, 2016, Modeling of hydrogen effect on the superelastic behavior of NiTi shape memory SMA wires *Smart Materials and Structure*, Vol. 25, 115047.

[10] Rock W P and Wilson H P 1988 Forces exerted by orthodontic aligning arch wires *Brit. J. Ortho.* 15 255-259.

[11] Garrec P, Tavernier B and Jordan L, 2005, Evolution of flexural rigidity according to the cross-sectional dimension of a superelastic nickel titanium orthodontic wires *Eur. J. Orthod.*, Vol. 27, pp: 402-407.

Simulation de la Fissuration sous Chargements Cycliques dans une Plaque Multi-trous

Féthi Hadjoui ^{"1}

Mustapha Benachour ^{"2}

Fouad Hadjoui ^{"3}

^{"1,2 et 3} Laboratoire d'Ingénierie des Systèmes Mécaniques : IS2M, Département de Génie Mécanique
Algérie, hadjoui_fethi@yahoo.fr

Résumé :

Les défaillances par le phénomène de fatigue représentent 90% de rupture des structures mécaniques en service. La propagation des fissures représente la plus grande préoccupation de nombreux chercheurs afin de réduire les risques d'accidents et de pannes dans les différentes structures. Le but de ce travail est une étude de l'effet des trous ainsi que leur position sur la propagation des fissures de fatigue sur des éprouvettes en alliage d'aluminium de la série 2000. Une variation des diamètres des trous avec des positions différentes ainsi que le positionnement des fissures s'est faites tout en variant les paramètres de chargement (rapport de charge R et amplitude de contraintes) et les effets des paramètres géométriques des trous. Les résultats obtenus montrent que l'augmentation du rapport de charge a fait augmenter la vitesse des fissurations. L'augmentation de l'amplitude de chargement a fait diminuer la durée de vie. La diminution des entraxes fait diminuer la longueur de la fissure ce qui présente un avantage d'arrêt de la propagation des fissures. La propagation suivant le sens (L-T) présente une meilleure résistance à la fatigue comparativement à l'orientation (T-L).

Mots clés : *Fatigue, Alliage d'aluminium, propagation de fissure, Rapport de charge, entraxe des trous, sens (L-T) et orientation (T-L).*

1. Introduction

Les alliages d'aluminium sont, de plus en plus utilisés dans les structures aéronautiques principalement du fait de leur faible densité. La conception de telles structures doit prendre en compte des sollicitations des vols ainsi que les risques d'apparitions de dommages en service. Ces sollicitations en fatigue de nature aléatoire, sont en fonction du type de structure, des conditions de service

L'étude de la propagation des fissures en fatigue des structures dépend de la nature des chargements appliqués (chargement à amplitude constante). Ces chargements sont caractérisés par plusieurs paramètres dont leurs influences sur la durée de vie en fatigue et la vitesse de fissuration est très significative du point de vue intégrité mécanique des structures. Le chargement à amplitude constante est caractérisé par l'amplitude de la contrainte et le rapport de charge.

Le but de ce travail est une étude de l'effet des trous ainsi que leur position sur la propagation des fissures de fatigue sur des éprouvettes en alliage d'aluminium de la série 2000. Une variation des diamètres des trous avec des positions différentes ainsi que le positionnement des fissures s'est faites tout en variant paramètres de chargement (rapport de charge R et amplitude de contraintes) et les effets des paramètres géométriques des trous

2. Modèles de propagations

Nous avons plusieurs modèles qui ont été proposés Une variété de modèles ont été proposés pour prédire la durée de vie et la vitesse de fissuration « da/dN » sous différentes conditions. Dans cette partie on présente les modèles de prédiction de la durée de vie sous chargement à constante et sans effet du rapport de charge R. [1], [2] et [3]

Parmi les plus reconnus, on note :

- Modèle de Paris : $\frac{da}{dN} = (\Delta K)$ (1)

- Modèle de Walker : $\frac{da}{dN} = C_w (\Delta K)^{m_w}$ (2)

Les paramètres C_w et m_w sont respectivement équivalents aux paramètres C et m de la loi de Paris.

- Modèle de Forman : $\frac{da}{dN} = \frac{C (\Delta K)^m}{(1-R)(K_{IC} - K_{max})}$ (3)

- Modèle de McEvily : $\frac{da}{dN} = \frac{8}{\pi E^2} (\Delta K^2 - \Delta K_{th}^2) \left(1 + \frac{\Delta K}{K_C - K_{max}} \right)$ (4)

- Modèle de Forman / Mettu (Nasgro) : $\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q}$ (5)

C, n, p, q sont des paramètres empiriques K_{max} et K_{crit} sont respectivement le facteur d'intensité de contrainte maximale et le facteur d'intensité de contrainte critique.

3. Outils de simulation (AF GROW)

3.1. Définition

AFGROW est un code de calcul permettant d'étudier la propagation des fissures de fatigue et la prévision de la durée de vie développé par HARTER au profit de la NASA. La version de code AFGROW qu'on utilisera travaille sous une interface sous Windows XP.

Le code possède deux interfaces principales l'interface « modèle géométrique » (Figure 1) et l'interface « matériaux » (Figure 2), de plus, il permet par des interfaces intermédiaires ou auxiliaires, d'introduire les spectres de chargement (figure 3), les modèles d'amplitude et plusieurs d'autre fonction comme la fonction « Repair Menu ». Il offre la possibilité d'introduire des matériaux différents et avec des résultats expérimentaux. L'introduction des modèles géométriques nouveaux nécessite l'élaboration des interfaces sous Microsoft Visual Basic. Les résultats sont sous forme graphique et données numérique de l'évolution de longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle $a=f(N)$ et de la vitesse de propagation $da/dN=f(\Delta K)$.

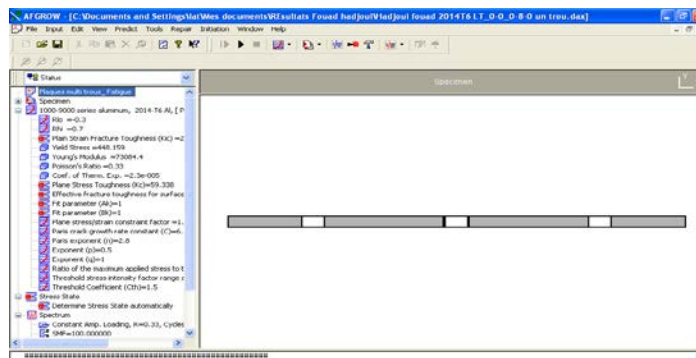


Figure 1. Interface AFGROW

3.2. Matériau étudié

L'interface suivante nous permet de fixer le matériau choisi et d'introduire différentes propriétés mécaniques équivalentes.

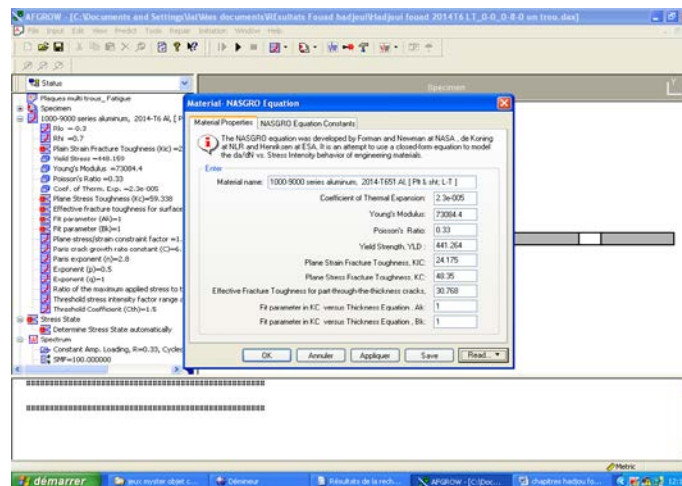


Figure 2. Interface matériau

Le matériau étudié est un alliage d'aluminium de série 2000, 2014-T6, 2024-T3, 2024-T351 et 2219-T62.

Les propriétés mécaniques sont présentées sur le Tableau 1 suivant le sens L et T.

Tableau 1: Caractéristiques mécanique des alliages d'aluminium

Matériaux	σ_e (MPa)	E (MPa)	K_C (MPa m ^{1/2})	K_{Ic} (MPa m ^{1/2})	ν
2014 T6 T-L	434.37	73084.4	25.273	19.779	0.33
2014 T6 L-T	448.159	73084.4	41.756	29.669	0.33
2024 T3 L-T	365.422	73084.4	50.547	36.262	0.33
2024 T351 L-T	372.317	73084.4	52.744	37.361	0.33
2219 T62 L-T	296.475	73084.4	47.25	34.061	0.33

Ensuite on passe à une interface sur laquelle, on introduit les différents chargements

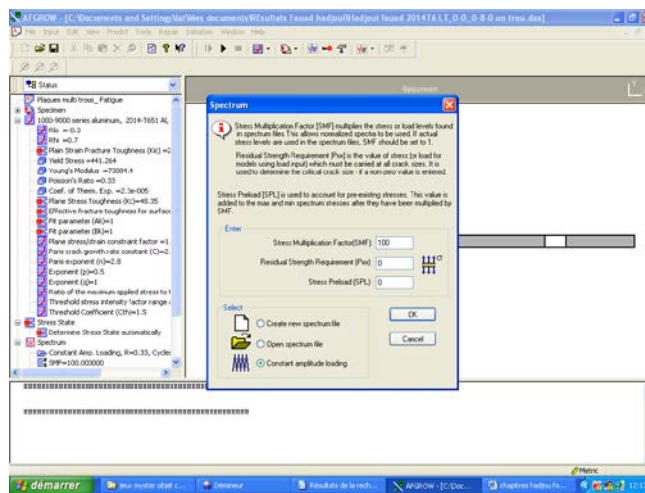


Figure 3. Interface chargement

3.3. Géométrie

Les éprouvettes utilisées sont des éprouvettes "Sent" sous forme d'une tôle rectangulaire d'une longueur de 320mm, d'une largeur de 160mm et d'une épaisseur de 5 mm, percées selon trois variantes.

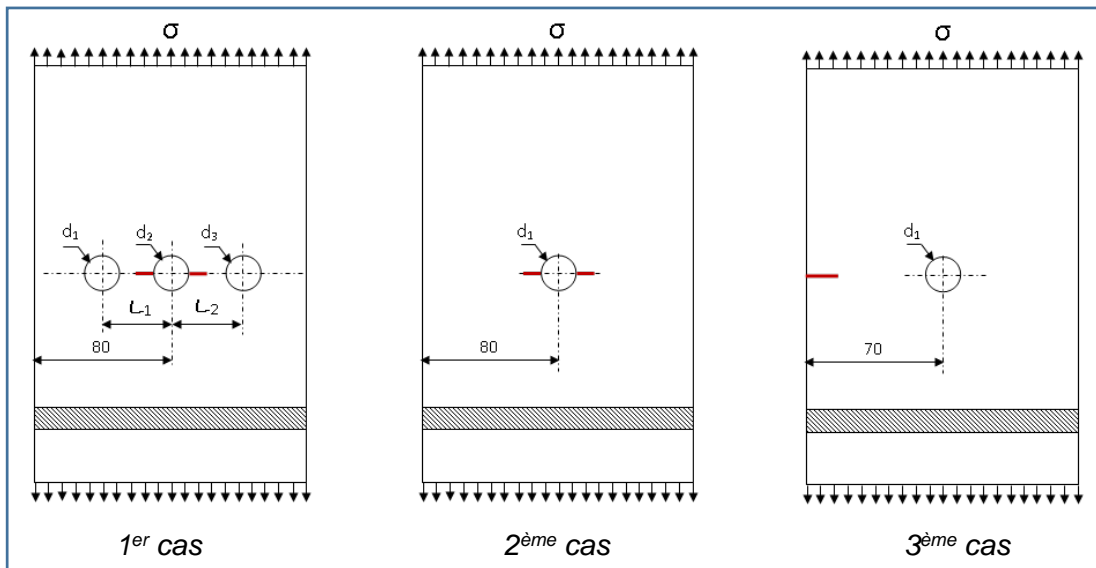


Figure 4. Eprouvettes utilisées

4. Modèle de propagation appliqué [4]

Le modèle de propagation utilisé dans cette étude est le modèle de Forman/Mettu [4] (équation) (5) dont les paramètres de propagation pour les matériaux étudiés sont portés sur le tableau 2. La vitesse de fissuration est évaluée par la méthode de la sécante à partir des résultats obtenus du couple (a, N).

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \tag{5}$$

Tableau 2 : Paramètres du modèle de propagation d'alliage d'aluminium

Alliages d'aluminium	C	N	P	p	Δk _{th} (R=0)
2014 T6 T-L	6.827*10 ⁻¹⁰	2.8	0.5	1	2.967
2014 T6 L-T	6.827*10 ⁻¹⁰	2.8	0.5	1	2.967
2024 T3 L-T	1.5451*10 ⁻¹⁰	3.284	0.5	1	3.187
2024 T351 L-T	1.7073*10 ⁻¹⁰	3.353	0.5	1	2.857
2219 T62 L-T	7.4543*10 ⁻¹⁰	2.657	0.5	1	3.956

5. Résultats & Discussion

5.1. Effet du rapport de charge

La figure 5. montre l'évolution de la longueur de la fissure "a" en fonction du nombre de cycles "N" sous l'effet du rapport de charge "R".

A R = 0.54, la durée de vie est de 68134 cycles, cela représente une augmentation de 3.226 fois par rapport à la durée de vie pour R=0.1

L'effet de l'augmentation du rapport de charge sur la vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK est montré par la figure 6. En effet, l'influence du rapport de charge est traduite par un décalage des courbes da/dN - ΔK vers les faibles valeurs de ΔK.

Ces résultats montrent la dépendance de ΔKs seuil du rapport de charge. Ces résultats sont en bonne concordance avec les résultats de la littérature [5]. L'augmentation du rapport de charge a fait augmenter les vitesses de fissuration.

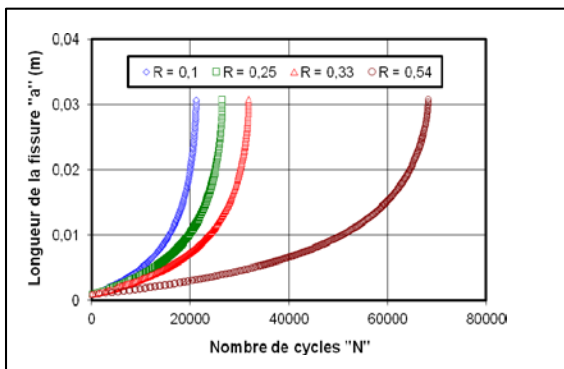


Figure 5. Eprouvettes Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2014 T6

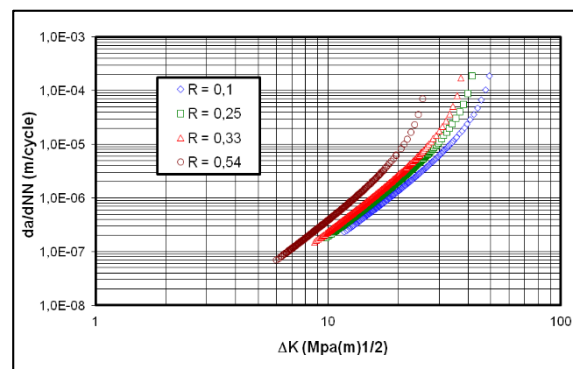


Figure 6. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration de l'alliage 2014 T6

5.2. Effet de l'amplitude du chargement maximal

L'amplitude de chargement présente un autre paramètre affectant le comportement de fissuration par fatigue. L'effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue est montré par la figure 7. A rapport de charge constant "R= 0.33", l'augmentation du chargement maximal appliqué a fait diminué la durée de vie en fatigue.

En effet, l'augmentation de la charge maximale fait augmenter l'amplitude de chargement et le chargement moyen.

De même, l'amplitude de chargement affecte aussi la durée de vie. La figure 8. montre l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de la longueur de la fissure pour R=0.33.

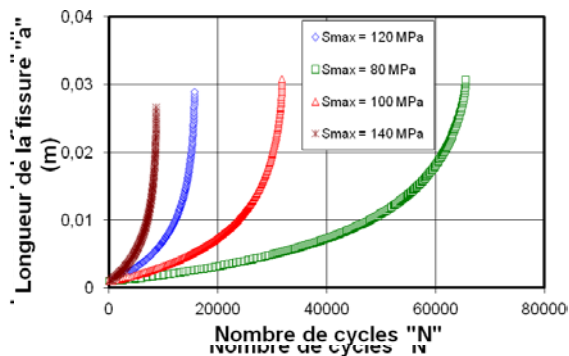


Figure 7. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2014 T6

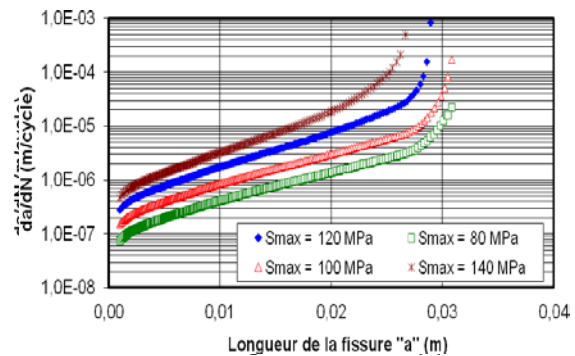


Figure 8. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'alliage 2014 T6

5.3. Effet de la position des trous

La figure 9. montre l'évolution de la longueur de la fissure "a" en fonction du nombre de cycles "N" sous l'effet de la variation de la position des trous caractérisée par les longueurs L1 et L2 par rapport au trou central fissuré. L'augmentation des entraxes L1 et L2 permet de prolonger la propagation de la fissure. Par contre la diminution des entraxes L1 et L2 a présenté un avantage d'arrêt de fissure

En conclusion, la présence des trous présente un effet bénéfique sur la fissuration par fatigue. En effet ils permettent le blocage de la propagation des fissures, et en conséquence un gain sur la durée de service de la structure en question.

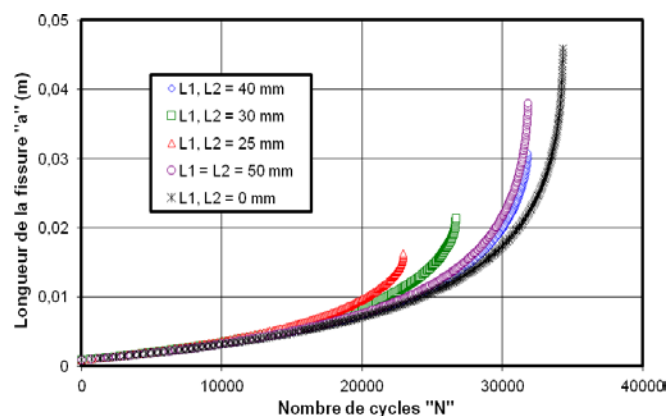


Figure 9. Eprouvettes Effet de la position des trous sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2014 T6

5.4. Etude comparative pour différents matériaux

Les alliages d'aluminiums sont fortement utilisés en aéronautique avec différentes nuances et traitement thermiques.

Dans cette partie on présente une comparaison en durées de vie et vitesses de fissuration prédites pour des alliages d'aluminium de la série 2000.

La figure 10. représente l'évolution de la durée de vie pour des alliages d'aluminium (2014 T6, 2024 T3, 2024 T351 et 2219 T62).

Cette comparaison est faite sous les conditions suivantes : un chargement appliqué d'amplitude constante avec $\sigma_{max} = 100$ MPa, un rapport de charge $R=0.33$, des entraxes $L1 = L2 = 40$ mm et des diamètres des trous $d1 = d2 = d3 = 8$ mm.

En termes de vitesse de fissuration (figure 11.), une légère différence est constatée entre les différents alliages. Les vitesses de fissuration sont limitées dans la bande en traits discontinus.

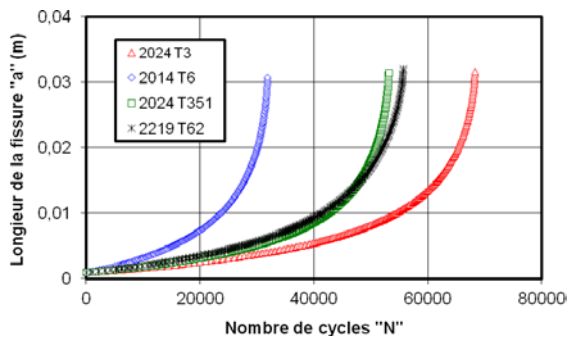


Figure 10. Etude comparative pour les différents matériaux sur la durée de vie en fatigue

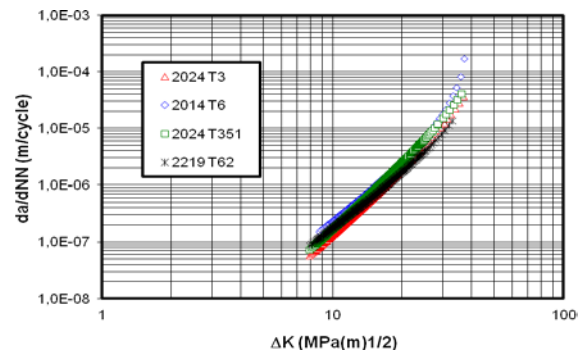


Figure 11. Etude comparative les différents matériaux sur la vitesse de fissuration de l'alliage

5.5. Effet de la position d'un trou pour une plaque à fissure sur le bord

La prédiction des durées de vie pour une plaque en alliage 2014 T6 fissuré sur le bord et ayant un trou suivant le chemin de propagation positionné à une distance variable $L1$ est montrée sur la figure 12.

On constate que les durées de vie ne sont pas affectées par la position du trou mais les longueurs fissurées critiques sont fortement affectées.

L'augmentation de la position du trou ($L1$) par rapport à la fissure initiale a permis d'augmenter la longueur de la fissure.

La figure 13. montre clairement l'effet de cette distance sur la longueur finale de la fissure. On constate qu'à partir de $L1 = 60$ mm, cette longueur n'a aucun effet sur la longueur finale de la fissure.

Cela montre que la ténacité du matériau est atteinte malgré la présence du trou.

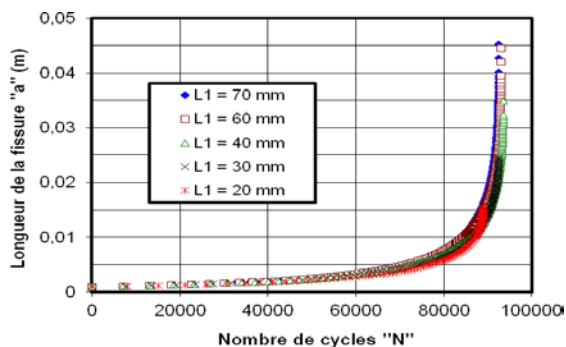


Figure 12. Evolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles

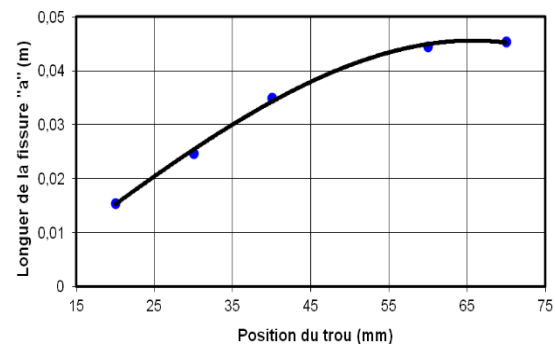


Figure 13. Effet de la position du trou sur la longueur finale de la rupture

6. Conclusion

Dans ce travail nous avons étudié l'effet de la position des trous adjacent à un trou fissuré sur la propagation des fissures de fatigue sur des éprouvettes en alliage d'aluminium de la série 2000. De plus nous avons étudié les effets des paramètres de chargement (rapport de charge R et amplitude de contraintes) et les effets des paramètres géométriques des trous.

Le résultat obtenu montre que L'augmentation du rapport de charge a fait augmenter la vitesse des fissurations.

L'augmentation de l'amplitude de chargement a fait diminuer la durée de vie.

La diminution des entraxes fait diminuer la longueur de la fissure ce qui présente un avantage d'arrêt de la propagation des fissures.

La propagation suivant le sens (L-T) présente une meilleure résistance à la fatigue comparativement à l'orientation (T-L)

En perspective nous souhaitons étudier ce type de géométrie en présence de multifissures d'un côté et faire une étude comparative avec d'autre type d'alliage d'aluminium

7. Bibliographie

- [1] E.K. Walker. "The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7076-T6 aluminum. In: Effect of environment and complex load history on fatigue life ". ASTM STP 462. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, (1970), pp.1–14.
- [2] Forman, R. G. " Study of fatigue crack initiation from flaws using fracture mechanics theory ". Engineering Fracture Mechanics 4(2), (1972), pp. 333–345.
- [3] A. Hartman, and J. Schijve. " The effects of environment and load frequency on the crack propagation law for macro fatigue crack growth in aluminum alloys ". Engineering Fracture Mechanics, 1(4), (1970), pp. 615-631.
- [4] Thèse, Amorçage et propagation des fissures courtes dans un alliage d'aluminium lithium, École centrale Paris, 1991
- [5] D. Kujawski. "Correlation of long and physically short-crack growth in aluminium alloys", International Journal of Fatigue, 68(12): 1357-1369, 2001

Etude de performance d'un système de pompage photovoltaïque autonome couplé directement.

A. Harkani ⁽¹⁾, H. Fihri Fassi ¹ and A. El Aissaoui ²

1. *Laboratoire, d'Ingénierie Mécanique, Management Industriel et innovation FST, Settat 26000, Maroc*

2. *Laboratoire de machines agricoles, INRA, Settat 26000, Maroc*

Résumé:

Depuis quelques décennies, les systèmes de pompage photovoltaïques ont connus une forte croissance, puisqu'ils présentent une solution environnementale importante comme alternatif aux solutions énergétiques basés sur les combustibles. L'étude de la performance du système de pompage photovoltaïque autonome confronté au comportement réel de l'irradiation est l'objectif de ce travail. Le système de pompage photovoltaïque étudié se compose d'un générateur, un convertisseur MPPT / DC-DC, et une pompe à moteur DC à diaphragme connectée à des orifices calibrés (Débit / Pression), simulant un petit réseau d'irrigation goutte à goutte, monté en parallèle pour varier le point de fonctionnement de la pompe à l'éclairement varié en temps opportun. Les résultats ont montré que la variation journalière de l'irradiance solaire influence considérablement sur le comportement et le fonctionnement de la pompe, par conséquent les performances du système PV autonome sont affectées car il y a une inadéquation entre les charges du générateur PV et la pompe DC. Les tendances de l'efficacité hydraulique ont montré une dispersion variable en fonction du changement d'irradiance et de l'instabilité du système hydraulique. Un procédé de gestion des performances hydrauliques est proposé pour améliorer l'efficacité du système et la stabilité de la pression en tant qu'exigences pour assurer l'uniformité de la distribution de l'eau dans le réseau d'irrigation goutte-à-goutte fourni par un système de pompage PV autonome.

Mots clés : Autonome, système de pompage photovoltaïque, Performances, irradiance, efficacité, MPPT, pompe DC

1 Introduction

La production agricole dans les pays en voie de développement est principalement basée sur les précipitations pour la production agricole annuelle et sur les eaux souterraines pour l'irrigation des cultures maraîchères. Au Maroc, l'agriculture à petite échelle est dominante (environ 90%) et nécessite des solutions technologiques significatives pour améliorer sa subsistance. Au cours des dernières décennies, les systèmes de production agricole sont les plus vulnérables à l'augmentation des prix de l'énergie (carburant et électricité) et, par conséquent, les coûts finaux des produits agricoles sont influencés. Selon la hausse subséquente du prix du carburant, les agriculteurs ont transformé leurs systèmes de pompage d'irrigation à base de diesel aux systèmes fonctionnant par du butane pour propulser les moteurs à essence. Le butane est une énergie à faible coût soutenue par le gouvernement. Il y a environ plus de 100 000 ha irrigués avec du butane (MEMSD, 2014). La consommation de ce dernier dans l'agriculture est estimée à environ 800 ktep par an (CCCC, 2014). Comme alternative, la promotion de l'utilisation d'énergie alternative devient importante en fonction de l'irradiance moyenne existante au Maroc (environ 2,253 kWh / (m² * an)) (GIZ, 2011). Le gouvernement marocain a lancé un programme national de pompage photovoltaïque en 2013 pour promouvoir le pompage de l'irrigation pour les petites exploitations, représentant 90% de la population active (MAPM, 2013). Reça et al. (2016) ont montré que l'irrigation goutte-à-goutte est potentiellement la principale méthode d'utilisation des systèmes de pompage PV en

fonction des avantages de l'économie d'énergie et d'eau pour les systèmes agricoles durables. La performance des systèmes de pompage PV dépend principalement de sa conception. Le dimensionnement est considéré comme une première étape qui pourrait conduire à la fiabilité du système et à sa rentabilité (Renu et al. 2016). Le dimensionnement robuste conduit à des systèmes de pompage PV autonomes fiables et abordables pour l'irrigation. Cependant, des connaissances sur l'adaptation des cultures, des sols et des systèmes d'irrigation sont nécessaires (Firatoglu et al. 2004, Glasnovic et al. 2007, Gad et al. 2011). L'adaptation des panneaux PV aux exigences de la pompe ne peut être satisfaite sans l'intégration d'une conversion d'énergie DC-AC ou DC-DC robuste pour les performances des systèmes de pompage. De nombreuses recherches ont traité les dispositifs MPPT intégrant les performances de PVWPS (Sefriti et al. 2015). Akhirio et al. (2009) ont simulé les performances PVWPS en utilisant deux algorithmes MPPT d'IncCond et P & O sur Matlab / Simulink. Ils ont trouvé que l'efficacité du PVWPS peut être améliorée de 35% en utilisant la technologie MPPT et que le système a valorisé plus de 99% de l'énergie du panneau photovoltaïque pour satisfaire plus de 87% des besoins en eau. Khan et al. (2012) ont étudié les performances de PVWPS autonomes basées sur un convertisseur continu-continu couplé à une pompe à courant continu. L'efficacité du système a été améliorée en intégrant un contrôleur en boucle fermée avec un convertisseur abaisseur DC-DC pour augmenter sa production de pompage journalier. Essam et al. (2016) ont développé un PVWPS autonome basé sur le stockage d'énergie des batteries pour entraîner la motopompe BLDC. Ils ont proposé une stratégie de contrôle intégrée basée sur l'utilisation de MPPT, le contrôle de vitesse et le courant d'hystérésis pour l'optimisation de charge / décharge du moteur et des batteries BLDC afin d'améliorer l'efficacité globale du système. D'autres études sont réalisées sur l'aspect hydraulique pour améliorer l'efficacité PVWPS en utilisant des pompes centrifuges et des pompes à déplacement positif. Les pompes centrifuges sont caractérisées pour fonctionner efficacement aux basses pressions (moins de 100m) et aux exigences de débit élevé. Il représente l'équipement de pompage le plus utilisé pour soulever jusqu'à 90% de l'eau à l'échelle internationale (Guiqiang et al. 2017, Levon et al., 2015). Selon la loi d'affinité, l'efficacité de la pompe centrifuge dépend de sa vitesse de rotation pour offrir un faible rendement à bas régime. La faible performance des pompes centrifuges est un problème réel de PVWPS autonome qui provoque une instabilité hydraulique de l'irrigation goutte-à-goutte connectée à une isolation faible et variable (Walski, 2003, Chandel, 2015).

Au cours des dernières années, l'utilisation de pompes à courant continu a été encouragée pour améliorer les performances des systèmes d'irrigation à base de PV. En fait, l'émergence des technologies des moteurs sans balais à courant continu et des pompes volumétriques a amélioré la rentabilité en réduisant le taux de maintenance et en utilisant efficacement les pompes à courant continu dans l'irrigation agricole PV. Par rapport aux pompes centrifuges, les pompes à déplacement positif sont caractérisées pour fonctionner efficacement à haute pression (plus de 100 m) et à faible débit. Mais, il ne peut pas être approprié d'être associé directement aux panneaux photovoltaïques sans liaison adéquate entre l'énergie photovoltaïque et la charge du réseau d'irrigation. Les pompes à déplacement positif ne sont utilisées que pour les applications à basse tension continue (24 à 48 V) pour fournir de petits débits quotidiens (jusqu'à 5 m³ / jour). Protogeropoulos et al., (2000) et Kashyap et al. (2013) ont déclaré que d'autres améliorations sont nécessaires pour que les PVWPS autonomes satisfassent la demande en eau pour les petits systèmes d'irrigation goutte à goutte en contrôlant le changement de pression en raison de la variation quotidienne de l'insolation. Hamidat et al. (2004) ont étudié la performance de PVWPS en utilisant des pompes centrifuges et à déplacement positif. Ils ont utilisé une pompe centrifuge à plusieurs étages couplée à un moteur à courant alternatif et un onduleur triphasé. La seconde pompe est couplée à un convertisseur DC / DC actionnant un moteur BLDC. Ils ont montré que la

pompe à déplacement positif avait un rendement de 45% par rapport à l'efficacité de la pompe centrifuge qui n'atteignait que 14%. Dans une autre étude, Hamidat et al. (2009) ont comparé les performances PVWPS de la simulation de pompes à déplacements positifs et centrifuges en utilisant un programme informatique pour différents sites caractérisés par des conditions atmosphériques différentes (climat saharien et pluviométrie en été).

Une comparaison entre les performances électriques et hydrauliques des pompes centrifuges et volumétriques a montré une meilleure efficacité, moins de pertes d'énergie et un volume d'eau élevé pompé par la pompe volumétrique. Naresh et al. (2012) ont simulé un PVWPS en utilisant MATLAB / Simulink. Ils ont utilisé un MPPT et un moteur à aimant permanent (PMDC) pour montrer que les moteurs PMDC sont techniquement et économiquement efficaces par rapport aux moteurs à courant alternatif en termes de débit d'eau.

Cet article a pour but d'étudier les performances d'un PVWPS autonome basé sur une pompe volumétrique à courant continu confrontée au problème actuel de surmonter l'instabilité hydraulique du réseau d'irrigation goutte-à-goutte. L'étude d'un PVWPS autonome basée sur une pompe à courant continu est importante afin de trouver une meilleure adéquation entre le potentiel de pression d'une pompe volumétrique pour un réseau hydraulique (montée de buses parallèles pour simuler des conduites d'irrigation à la goutte à goutte). Le schéma parallèle simule le comportement de fonctionnement d'un petit système d'irrigation goutte à goutte qui nécessite une pression de fonctionnement constante et une meilleure uniformité de distribution.

2. Matériels ET Méthodes:

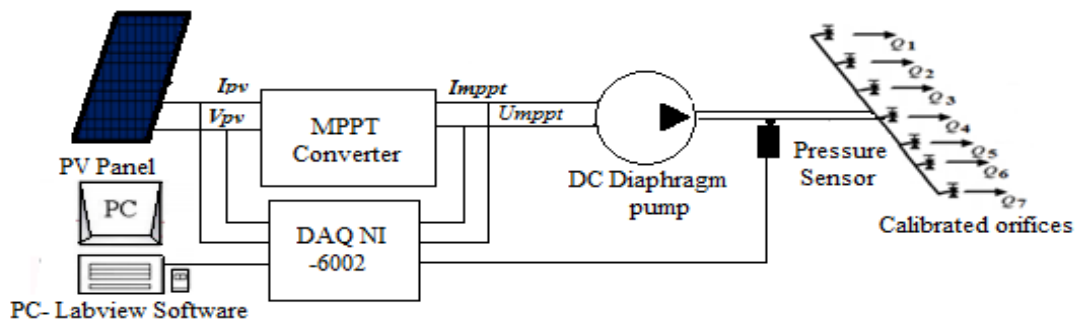


Figure 1: banc d'essai d'un système de pompage photovoltaïque à courant continu.

La configuration expérimentale utilisée pour tester le système de pompage PV couplé directement est présenté à la Fig. 1. Panneau PV (Module Monocristallin Silicon, SharpTM 175W), un contrôleur MPPT (Victron Blue Solar 48/24/12 V), une pompe à diaphragme DC (FLOJET, 12V DC, 144W) et une ramification hydraulique de sept orifices calibrés identiques (Albuz, 11004, 1,3 L / min à 3 bars) montés en parallèle pour simuler les sorties d'un réseau d'irrigation connecté et évaluer le débit en référence à potentiel de pression créé par la pompe à l'aide d'orifices modèles hydrauliques : $Q = K * P_x$.

3. Equations

Des capteurs de tension et de courant (ACS712) ont été installés aux points amont et aval du convertisseur MPPT pour évaluer la puissance électrique aux deux niveaux en utilisant les équations 1 et 2 :

$$\begin{aligned} PPV &= V_{pv} * I_{pv} ; \\ P_{mppt} &= V_{mppt} * I_{mppt} \end{aligned} \quad (1)$$

$$\begin{aligned} I_{pv} &= (a * V_{s1}) + b ; \\ I_{mppt} &= (a' * V_{s2}) + b \end{aligned} \quad (2)$$

Les capteurs de courant ont été étalonnés à l'aide d'une source de batterie au plomb acide alimentant un circuit de lampes automobiles montées en parallèle (12 VCC, 55 Watt). Le modèle d'étalonnage est présenté dans l'équation 3.

$$Y = 14.333x - 36.149 \quad (3)$$

La pression du capteur est calculée sur la base du modèle d'étalonnage suivant:

$$Y = 0.3427x^2 - 2.6075x + 4.918 \quad (4)$$

Pour évaluer la sortie des orifices de débit, un modèle hydraulique (Eq.5) pris expérimentalement par calibration:

$$Q \text{ (L/min)} = K * P^X \text{ (bar)}; \quad (0.4759 < X < 0.5745) \quad (5)$$

Une ramification hydraulique de sept caractéristiques d'orifices calibrés identiques a été présentée dans le tableau ci-dessous.

Tableau 1: Paramètres hydrauliques des orifices (test expérimental)

Nombre d'orifices	K	X
Orifice 1	1.1557	0.5006
Orifice 2	1.1718	0.5186
Orifice 3	0.5778	0.5384
Orifice 4	0.968	0.5745
Orifice 5	1.1576	0.5053
Orifice 6	1.1369	0.5042
Orifice 7	0,7663	0.4759

4. Résultats et Discussions

Le Maroc est situé à 34 ° 0 '47 N; -6 ° 49 '57 O sur la longitude et la latitude avec le rayonnement solaire global annuel est d'environ 2.253 kWh / (m² * année) (GIZ, 2011). Une variation des radiations solaires globales à 25 mai 2017 a été présentée dans fig.2.

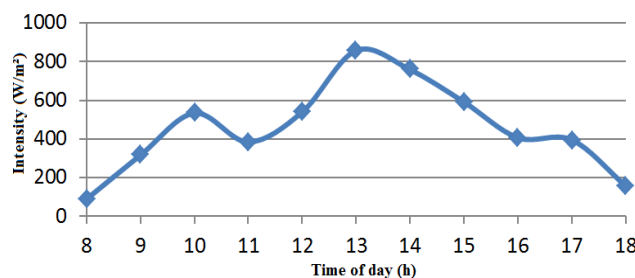


Figure 2 : Courbe de Rayonnement journalière 25-05-2017

L'intensité solaire maximale enregistrée était de $858 \text{ W} / \text{m}^2$. À 11h l'intensité de l'environnement diminue en raison d'apparition des nuages. Cela affecte simplement la performance de la charge connectée dans le circuit, c'est-à-dire la pompe à moteur.

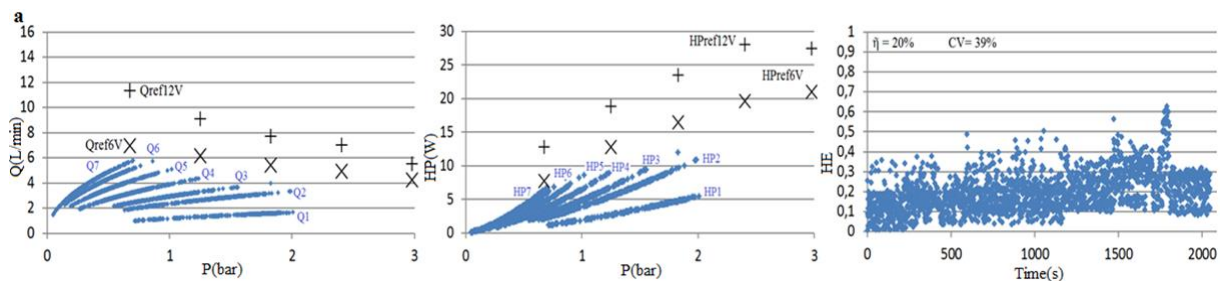
La performance du PVWPS est étudiée en surveillant le comportement de la pompe en fonction de l'irradiation solaire sur trois heures importantes (8h, 12h et 18h).

La figure 3a montre la réponse de la pompe par rapport à la faible irradiation (8 heures) de $100 \text{ W} / \text{m}^2$. Sept comportements d'écoulement sont présentés en référence au nombre d'orifices engagés pour déplacer le point de fonctionnement de la pompe. Une diminution du débit entraîne une augmentation de la pression. Ce déplacement montre qu'il est possible de faire fonctionner la pompe non seulement pour satisfaire l'exigence de fonctionnement de l'orifice autour d'une pression de fonctionnement stable et prédéfinie (exigence réseau d'un système d'irrigation goutte à goutte) mais aussi pour satisfaire les meilleures conditions de performance. En effet, l'adaptation entre le nombre d'orifices engagés et l'éclairement énergétique réel est nécessaire pour actionner la pompe autour de ses meilleures performances. Lorsque la pression est satisfaite, une meilleure performance est corrélée avec une partie engagée du réseau hydraulique (nombre d'orifices engagés).

Les courbes caractéristiques, débit / pression [$Q = f(P)$] et puissance / pression hydraulique [$Ph = f(P)$] ne convergent pas avec les courbes de référence de la pompe car l'irradiation solaire est faible le matin. Le deuxième graphique (Fig.3a / 08.am) illustre le comportement variable des puissances hydrauliques en raison de la variation du débit et de la pression induite par la variation du nombre d'orifices activés. Ceci rend possible le contrôle du point de fonctionnement de la pompe et la prédiction de sa convergence pour le meilleur rendement et / ou pour la satisfaction de la pression de fonctionnement requise pour la meilleure distribution d'uniformité du système d'irrigation goutte-à-goutte connecté. Le graphique trois (Fig.3a / 08.am) montre l'efficacité globale du système variant de 1 à 63% (moyenne de 20%). Cette dispersion de l'efficacité est due au comportement du système autonome car toute capacité est réglée pour réguler et stabiliser le comportement instantané du flux / de la pression influencé par le changement de l'irradiation solaire.

A midi, le système a montré de meilleures performances hydrauliques, puisque la pompe a atteint le débit maximum en fonction des caractéristiques de pression (16 L / min contre 4,6 bar) (Fig. 3e).

La performance du système à 18 heures (Fig.3k) a montré un comportement similaire à 8 heures. Ceci est pratiquement dû à l'absence d'éclairement incident ($160 \text{ W} / \text{m}^2$). Le troisième graphe (figure 3k) montre une efficacité variant de 3% et 65% avec une moyenne de 20%. Cette différence de comportement débit / pression a été induite principalement par l'alternance lumière du soleil / ombre.



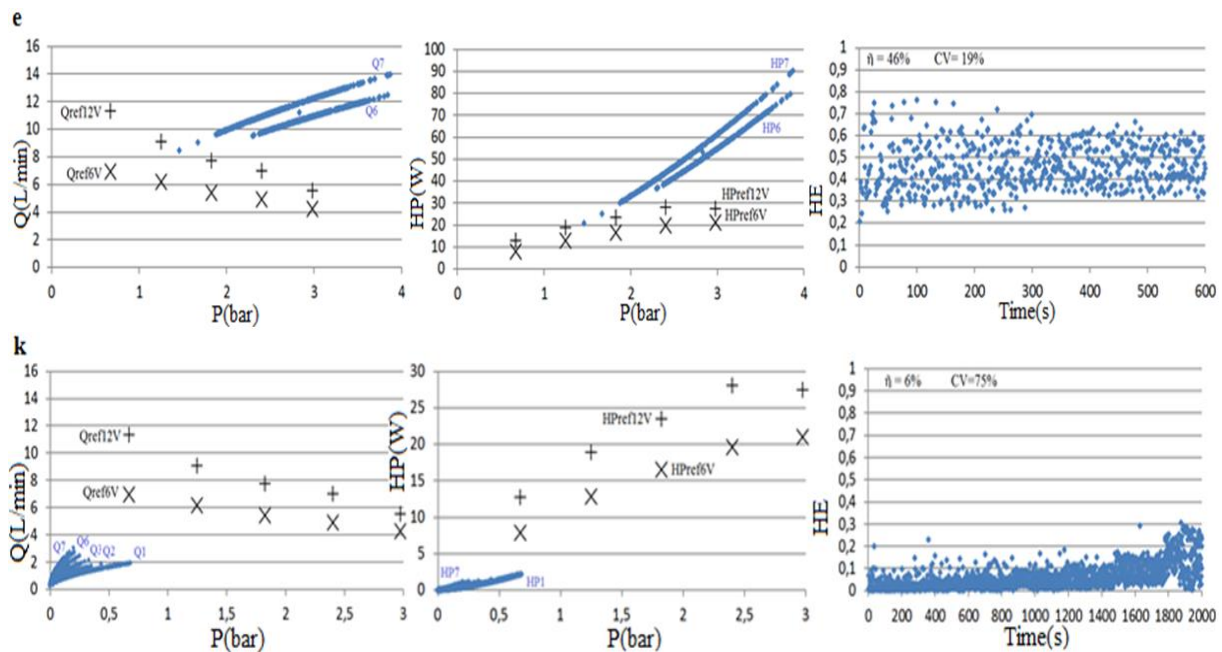


Figure 3: Performances de PVWPS à 8h, 12h et 18h.

Tableau 2: Performances journalières de PVWPS en fonction du changement d'irradiance et de la partie des orifices activés (résultats des tests expérimentaux)

Temps	Ensoleillement (W/m ²)	Orifices engagés	Rendement hydraulique moyen % (CV %)	Pression moyenne Bar (CV %)	Débit moyen L/min (CV %)
08. am	90	7	13 (47)	00.33 (34)	03.84 (19)
		6	16 (35)	00.42 (23)	03.91 (12)
		5	18 (16)	00.52 (24)	03.55 (13)
		4	19 (35)	00.66 (24)	03.07 (13)
		3	22 (30)	00.93 (21)	02.78 (11)
		2	29 (29)	01.26 (21)	02.60 (11)
		1	22 (28)	01.45 (21)	01.38 (11)
12. am	540	7	44 (22)	00.38 (15)	11.46 (08)
		6	47 (15)	02.99 (10)	10.90 (05)
06. pm	158	7	02 (76)	00.05 (56)	01.37 (31)
		6	03 (72)	00.06 (54)	01.34 (29)
		5	03 (63)	00.08 (48)	01.30 (26)
		4	04 (52)	00.12 (41)	01.23 (22)
		3	05 (52)	00.16 (44)	01.10 (23)
		2	09 (41)	00.26 (35)	01.16 (19)
		1	14 (43)	00.35 (41)	01.33 (23)

Selon la réponse du système de pompage pour chaque configuration du nombre d'orifices activés, une dispersion significative en termes d'efficacité est représentée (Tabl.2). Il y a une influence négative de la variation de l'irradiation sur la performance de la pompe pour un PVWPS autonome si le point de fonctionnement de la pompe reste statique. En fait, le point de fonctionnement de la pompe doit être réglé pour maintenir des performances hydrauliques et une stabilité de pression élevées. L'adaptation du point de fonctionnement de la pompe à l'aide des orifices d'allumage / extinction est importante pour valoriser efficacement l'irradiance réelle au niveau amont afin de l'adapter adéquatement à une partie d'un réseau d'irrigation goutte à goutte connecté (nombre d'orifices activés).

5. Conclusion

Les performances d'un PVWPS autonome sont surveillées en fonction de l'éclairement solaire variable et du point de fonctionnement hydraulique variable de la connexion pompe / orifices. La partie du réseau hydraulique (nombre d'orifices activés) peut être simulée par un modèle hydraulique équivalent d'un nombre défini d'orifices calibrés. Le modèle équivalent d'un circuit hydraulique donné peut être pris expérimentalement comme cela a été fait dans ce travail pour établir un diagramme de performance de la pompe en référence à l'éclairement incident et au réglage de la pression au niveau aval.

6. Références

- Akihiro Oi, T., Anwari, M., Taufik, M. 2009. Modeling and simulation of photovoltaic water pumping system. In Proc. Third Asia International Conference on Modelling & Simulation. 978-0-7695-3648-4/09 \$25.00
- Arafat Khan, Md. T., Md. Rishad, A., Ibne Ahmed, S., and Islam Khan, S. 2012. Design and performance analysis of water pumping using solar PV. In Proc. 2nd International Conference on the Developments in Renewable Energy Technology (ICDRET), Dhaka, Bangladesh, 5-7 Jan. 2012
- Chandel, S.S., Nagaraju Naik, M., Chandel, R. 2015. Review of solar photovoltaic water pumping system technology for irrigation and community drinking water supplies. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 49 1084–1099
- Essam, E. A., Zaki, A.M., El-sotouhy. M.M. 2017. Design and control of a standalone PV water pumping system. *Journal of Electrical Systems and Information Technology*. JESIT-96; No. of Pages 16
- Firatoglu, Z. A., and Yesilata, B. 2004. New approaches on the optimization of directly coupled PV pumping systems. *SolEnergy*, 77:81–93.
- Gad, H.E., and Safya, M. 2011. Using photovoltaic array for solar water pumping in Toshka region. In Proc. the fifteenth international water technology conference. IWTC15. Egypt.
- Giz, Aderee. 2011. Étude du potentiel de développement de l'énergie photovoltaïque dans les régions de Meknès-Tafilalet, Oriental et Souss-Massa-Drâa.
- Glasnovic, Z., and Margeta, J. 2007. A model for optimal sizing of photovoltaic irrigation water pumping systems. *Sol Energy*, 81:904–16.
- Guiqiang, L., Yi J., Akram, M.W., Xiao C. 2017. Research and current status of the solar photovoltaic water pumping system – A review. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 79 (2017) 440–458
- Hamidat, A., Benyoucef, B., and Hartani, T. 2003. Small-scale irrigation with photovoltaic water pumping system in Sahara regions. *Renewable Energy* 28 1081–1096
- Hamidat, A., Benyoucef, B. 2008. Mathematic models of photovoltaic motor-pump systems. *RenewEnergy*, 33:933–42
- Kashyap, M., Chanana, S., Jai Singh, A. 2013. SOLAR POWERED PMDC MOTOR DRIVE. Conference on Advances in Communication and Control Systems (CAC2S)
- Kolhe, M., Joshi, J. C., and Kothari, D. P. 2004. Performance Analysis of a Directly Coupled Photovoltaic Water-Pumping System. *IEEE Transactions on energy conversion*, VOL. 19, NO. 3
- Levon, G., Valery, V., Zoja, R. 2015. PLC-based pressure control in multi-pump applications. *Electrical, Control and Communication Engineering*
- Naresh, B., Madhu, P., Prasad, K.R.K. 2012. Analysis of Dc solar water pump and generalized photovoltaic model using Matlab/Simulink. In Proc. of the Intl. Conf. on Advances in Computer, Electronics and Electrical Engineering, 978-981-07-1847-3
- Odeh, I., Yohanis, Y.G., and Norton, B. 2006. Economic viability of photovoltaic water pumping systems. *Solar Energy*, 80 850–860

- Protogeropoulos, C., and Pearce, S. 2000. Laboratory evaluation and system sizing charts for a 'second generation' direct PV-powered, low cost submersible solar pump. *Solar Energy*, Vol. 68, No. 5, pp. 453_474
- Reca, J., Torrente, C., Lopez-Luque, R., and Martínez, J. 2016. Feasibility analysis of a standalone direct pumping photovoltaic system for irrigation in Mediterranean greenhouses. *Renewable Energy*, 85 (2016) 1143e1154
- Renu. Birinchi, B., Basudev, P., Sastry, O.S., Atul, K., and Bangar M. 2017. Optimum sizing and performance modeling of solar photovoltaic (SPV) water pumps for different climatic conditions. *Solar Energy*, 155 (2017) 1326–1338
- Sefriti, B., and Boumhidi, I. 2015. Neural network incremental conductance MPPT algorithm for photovoltaic water pumping system. *Institute of Electrical and Electronics Engineers (IEEE)*, 978-1-4799-7560-0/15/\$31
- Walski, T., Zimmerman, K., Dudinyak, M., and Dileepkumar, P. 2003. Some surprises in estimating the efficiency of variable-speed pumps with the pump affinity laws. In *Proc. World Water & Environmental Resources Congress*

7. Nomenclature

AC	:	Courant Alternatif.
BLDC	:	Courant continu sans balai.
CCCC	:	Centre de compétences pour le changement climatique
DC	:	Courant Direct.
HP(W)	:	Puissance Hydraulique
HE	:	Rendement hydraulique
Imppt	:	Courant de sortie MPPT.
IncCond	:	Conductance incrémentale.
I _{pv}	:	Courant Photovoltaïque.
K _{tep/ Koe}	:	kilotonne d'équivalent pétrole.
MAPM	:	Ministère de l'Agriculture et de la Pêche Maritime.
MEMSD	:	Ministère de l'Énergie, des Mines et du Développement durable.
MPPT	:	Suiveur du point de puissance maximum
P(bar)	:	Pression
P&O	:	Perturber et Observer.
PMDC	:	Courant continu à aimant permanent
PV	:	Photovoltaïque
PVWPS	:	Système de pompage Photovoltaïque
PWM	:	Modulation de largeur d'impulsion
Q(L/min)	:	Débit
Q _n	:	Courbe de débit pour n orifices ON
U _{mppt}	:	Tension de sortie MPPT
V _{pv}	:	Tension photovoltaïque

Analyse de la vibration des plaques FGM avec diverses conditions aux bords

Lazreg Hadji¹, Mohamed Ait Amar Meziane², Tahar Hassaine Dauadji³

¹ : Université Ibn Khaldoun, Laboratoire de Géomatique et Développement Durable, Tiaret, Algérie, had_laz@yahoo.fr

² : Université Ibn Khaldoun, BP 78 Zaaroura, Tiaret, Algérie, mohamed_docs@hotmail.com

³ : Université Ibn Khaldoun, Laboratoire de Géomatique et Développement Durable, Tiaret, Algérie, daouadjitah@yahoo.fr

Résumé :

Ce travail porte sur l'analyse de la vibration libre de plaques fonctionnellement graduées 'FGM' avec diverses conditions aux bords en utilisant une simple théorie de déformation de cisaillement à quatre variables. Dans cette étude, le module d'élasticité et la densité de masse de la plaque FGM varie selon une distribution de loi de puissance P-FGM en termes de fractions volumique des constituants. Les équations du mouvement pour la plaque FGM rectangulaires est obtenue par le principe de Hamilton. Les plaques sont considérées de type ayant deux côtés opposés simplement appuyées, et les deux autres bords ayant des combinaisons de conditions aux bords simplement appuyées, encastées et libres. Une étude comparative est effectuée pour vérifier l'exactitude des présents résultats. Les effets des conditions aux bords, l'indice de gradient matériel, le dimensionnement, ainsi le rapport d'épaisseur sur les fréquences naturelles des plaques FGM sont étudiés et discutés en détail.

Mots clé : Vibration libre ; FGM ; Conditions aux bords ; Théorie de déformation de cisaillement ; Hamilton's.

1. Introduction

Les matériaux fonctionnellement gradués (FGM) sont une classe de composites qui ont une variation continue des propriétés matérielle d'une surface à l'autre et éliminent ainsi la concentration des contraintes trouvées dans les composites stratifiés.

Un type de matériau FGM est fabriqué à partir d'un mélange de deux phases de matériau, par exemple, la céramique et le métal. La raison de l'utilisation multiple des matériaux FGM dans une variété de structures d'ingénierie aérospatiale, automobile, civile et mécanique est que leurs propriétés matérielles peuvent être adaptées à différentes applications et environnements de travail. Actuellement, les FGM sont développés pour une utilisation générale en tant que composants structurels dans des environnements à température extrêmement élevée.

Plusieurs études ont été réalisées pour analyser les réponses mécaniques ou thermiques ou thermomécaniques des plaques et coques FGM. Tai et al. [1] ont utilisé une solution de Levy pour l'analyse du flambement des plaques orthotropes basé sur la théorie des plaques raffinée. Tahouneh et al. [2] a étudié la vibration libre des plaques annulaires bidirectionnelles en FGM reposant sur des fondations élastiques utilisant la méthode différentielle quadratique. Farahani et al. [3] a étudié la vibration de l'enveloppe cylindrique fonctionnellement gradués basé sur la théorie de déformation de cisaillement de premier ordre en utilisant la méthode de propagation des ondes. Qing et al. [4] a étudié l'analyse vibration induite par effet thermique des structures de poutre de câble. Ait Amar Meziane et al. [5] ont proposé une théorie raffinée efficace et simple pour le flambement et la vibration libre des plaques sandwichs E-FGM sous diverses conditions aux bords. Récemment Tai et al. [6] à utilisé la solution de Levy pour l'analyse de la vibration libre de plaques fonctionnellement gradués basé sur la théorie des plaques raffinées.

Ce travail vise à développer une simple et efficace théorie de déformation de cisaillement pour l'analyse de la vibration libre de plaques fonctionnellement graduées avec diverses conditions aux bords. Nous assumons que le module d'élasticité et la densité de masse de la plaque FGM varie selon une distribution de loi de puissance en termes de fractions volumique des constituants. Les équations du mouvement pour la plaque FGM rectangulaires est obtenue par le principe de Hamilton. Les plaques sont considérées de type ayant deux côtés opposés simplement appuyées, et les deux autres bords ayant des combinaisons de conditions aux bords simplement appuyées, encastrées et libres. Une étude comparative est effectuée pour vérifier l'exactitude des présents résultats. Les effets des conditions aux bords, l'indice de gradient matériel, le dimensionnement, ainsi le rapport d'épaisseur sur les fréquences naturelles des plaques FGM sont étudiés et discutés en détail.

2. Formulation de la problematique

1. Construction de la plaque

Considérons une plaque rectangulaire en matériau FGM occupant la région $[0, a] \times [0, b] \times [-h/2, h/2]$ du système de coordonnées $(x; y; z)$ comme représenté sur la figure 1. Cette plaque est faite d'un matériau isotrope avec des propriétés des matériaux variant sans interruption dans la direction de l'épaisseur z uniquement. Nous supposons que la composition varie de la surface inférieure à la surface supérieure, c'est-à-dire que la surface inférieure ($z = -h/2$) de la plaque est riche en métal alors que la surface supérieure ($z = +h/2$) est riche en céramique. Les propriétés mécaniques des matériaux FGM telles que le module de Young E et la densité de masse ρ peuvent être exprimées comme suit :

$$E(z) = E_m + (E_c - E_m) \left(\frac{z}{h} + \frac{1}{2} \right)^p \quad (1a)$$

$$\rho(z) = \rho_m + (\rho_c - \rho_m) \left(\frac{z}{h} + \frac{1}{2} \right)^p \quad (1b)$$

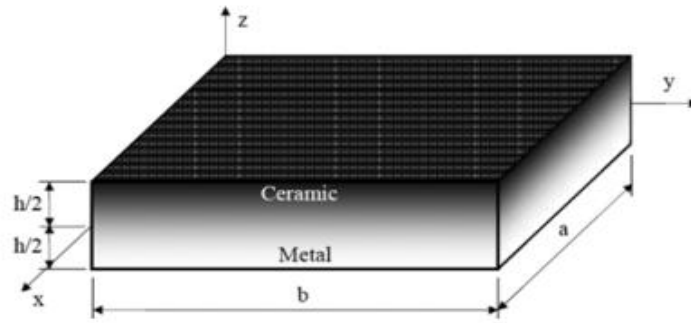


Figure 1. Géométrie et coordonnées de la plaque rectangulaire en FGM.

Où les indices m et c représentent respectivement les constituants des matériaux de métal et la céramique respectivement; et p est l'indice de puissance de la fraction volumique qui prend une valeur supérieure ou égale à zéro. La valeur de p est égale à zéro représente une plaque entièrement en céramique, tandis que p est égale à l'infini indique une plaque entièrement métallique. La variation du coefficient de Poisson ν est généralement faible et on suppose qu'elle est constante pour des raisons de commodité. Les relations de comportement linéaires d'une plaque FGM peuvent s'écrire :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (2a)$$

Et

$$\begin{Bmatrix} \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{44} & 0 \\ 0 & Q_{55} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \end{Bmatrix} \quad (2b)$$

Ou

$$\begin{aligned} Q_{11} &= Q_{22} = \frac{E(z)}{1-\nu^2} \\ Q_{12} &= \frac{\nu E(z)}{1-\nu^2} \\ Q_{44} &= Q_{55} = Q_{66} = \frac{E(z)}{2(1+\nu)} \end{aligned} \quad (3)$$

2. Cinématique et équations constitutive

Le champ de déplacement utilisé dans ce travail est comme suit :

$$\begin{aligned} U(x, y, z, t) &= u_0(x, y, t) - z \frac{\partial w_b}{\partial x} - f(z) \frac{\partial w_s}{\partial x} \\ V(x, y, z, t) &= v_0(x, y, t) - z \frac{\partial w_b}{\partial y} - f(z) \frac{\partial w_s}{\partial y} \\ W(x, y, z, t) &= w_b(x, y, t) + w_s(x, y, t) \end{aligned} \quad (4)$$

Où u_0 et v_0 sont les déplacements du plan médian de la plaque dans les directions x et y , respectivement; w_b et w_s sont les composants de flexion et de cisaillement de déplacement transversal, respectivement. Il convient de noter que, contrairement à la théorie de cisaillement de premier ordre FSDT, cette théorie ne nécessite pas de facteur de correction de cisaillement. Dans ce chapitre, la présente théorie de cisaillement de déformation est sous la forme :

$$f(z) = \frac{(h/\pi) \sinh\left(\frac{\pi}{h} z\right) - z}{[\cosh(\pi/2) - 1]} \quad (5)$$

Il est clair que le champ de déplacement dans l'équation (4) introduit seulement quatre variables (u_0 , v_0 , w_b et w_s).

Le champ de déformations se déduit des déplacements de l'Eq. (4) soit :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{Bmatrix} + z \begin{Bmatrix} k_x^b \\ k_y^b \\ k_{xy}^b \end{Bmatrix} + f(z) \begin{Bmatrix} k_x^s \\ k_y^s \\ k_{xy}^s \end{Bmatrix} \quad \text{et} \quad \begin{Bmatrix} \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \end{Bmatrix} = g(z) \begin{Bmatrix} \gamma_{yz}^s \\ \gamma_{xz}^s \end{Bmatrix} \quad (6)$$

Avec

$$g(z) = 1 - \frac{df(z)}{dz} \quad (7)$$

3. Équations de mouvement

Le principe d'énergie d'Hamilton est utilisé ici pour obtenir les équations de mouvement appropriées pour le champ de déplacement et les équations constitutives. Le principe peut être énoncé sous forme analytique :

$$0 = \int_0^t (\delta U - \delta T) dt \quad (8)$$

Où δU est la variation de l'énergie de déformation et δT est la variation de l'énergie cinétique de la plaque FGM.

Les équations du mouvement pour la plaque FGM résultantes sont :

$$\begin{aligned} \delta u_0 : \quad & \frac{\partial N_x}{\partial x} + \frac{\partial N_{xy}}{\partial y} = I_0 \ddot{u}_0 - I_1 \frac{\partial \dot{w}_b}{\partial x} - J_1 \frac{\partial \dot{w}_s}{\partial x} \\ \delta v_0 : \quad & \frac{\partial N_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial N_y}{\partial y} = I_0 \ddot{v}_0 - I_1 \frac{\partial \dot{w}_b}{\partial y} - J_1 \frac{\partial \dot{w}_s}{\partial y} \\ \delta w_b : \quad & \frac{\partial^2 M_x^b}{\partial x^2} + 2 \frac{\partial^2 M_{xy}^b}{\partial x \partial y} + \frac{\partial^2 M_y^b}{\partial y^2} = I_0 (\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + I_1 \left(\frac{\partial \dot{w}_b}{\partial x} + \frac{\partial \dot{w}_s}{\partial y} \right) - I_2 \nabla^2 \dot{w}_b \\ & - J_2 \nabla^2 \dot{w}_s \\ \delta w_s : \quad & \frac{\partial^2 M_x^s}{\partial x^2} + 2 \frac{\partial^2 M_{xy}^s}{\partial x \partial y} + \frac{\partial^2 M_y^s}{\partial y^2} + \frac{\partial S_{xz}^s}{\partial x} + \frac{\partial S_{yz}^s}{\partial y} = I_0 (\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + J_1 \left(\frac{\partial \dot{w}_b}{\partial x} + \frac{\partial \dot{w}_s}{\partial y} \right) \\ & - J_2 \nabla^2 \dot{w}_b - K_2 \nabla^2 \dot{w}_s \end{aligned} \quad (9)$$

Équations (9) peuvent être exprimées en termes des déplacements (u_0, v_0, w_b, w_s). Pour la plaque FGM, les équations de mouvement (9) prennent la forme :

$$\begin{aligned}
& A_{11} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} + A_{66} \frac{\partial^2 u_0}{\partial y^2} + (A_{12} + A_{66}) \frac{\partial^2 v_0}{\partial x \partial y} - B_{11} \frac{\partial^3 w_b}{\partial x^3} - (B_{12} + 2B_{66}) \frac{\partial^3 w_b}{\partial x \partial y^2} \\
& - B_{11}^s \frac{\partial^3 w_s}{\partial x^3} - (B_{12}^s + 2B_{66}^s) \frac{\partial^3 w_s}{\partial x \partial y^2} = I_0 \left(\frac{\partial^3 w_b}{\partial x^3} + \frac{\partial^3 w_s}{\partial x^3} \right) - I_1 \frac{\partial w_b}{\partial x} - J_1 \frac{\partial w_s}{\partial x},
\end{aligned} \tag{10a}$$

$$\begin{aligned}
& (A_{12} + A_{66}) \frac{\partial^2 u_0}{\partial x \partial y} + A_{66} \frac{\partial^2 v_0}{\partial x^2} + A_{22} \frac{\partial^2 v_0}{\partial y^2} - (B_{12} + 2B_{66}) \frac{\partial^3 w_b}{\partial x^2 \partial y} - B_{22} \frac{\partial^3 w_b}{\partial y^3} \\
& - B_{22}^s \frac{\partial^3 w_s}{\partial y^3} - (B_{12}^s + 2B_{66}^s) \frac{\partial^3 w_s}{\partial x^2 \partial y} = I_0 \left(\frac{\partial^3 w_b}{\partial x^2 \partial y} + \frac{\partial^3 w_s}{\partial x^2 \partial y} \right) - I_1 \frac{\partial w_b}{\partial y} - J_1 \frac{\partial w_s}{\partial y}
\end{aligned} \tag{10b}$$

$$\begin{aligned}
& B_{11} \frac{\partial^3 u_0}{\partial x^3} + (B_{12} + 2B_{66}) \frac{\partial^3 u_0}{\partial x \partial y^2} + (B_{12} + 2B_{66}) \frac{\partial^3 v_0}{\partial x^2 \partial y} + B_{22} \frac{\partial^3 v_0}{\partial y^3} - D_{11} \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} \\
& - 2(D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^2 \partial y^2} - D_{22} \frac{\partial^4 w_b}{\partial y^4} - D_{11}^s \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} - 2(D_{12}^s + 2D_{66}^s) \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^2 \partial y^2} \\
& - D_{22}^s \frac{\partial^4 w_s}{\partial y^4} = I_0 \left(\frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} + \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} \right) + I_1 \left(\frac{\partial w_b}{\partial x} + \frac{\partial w_s}{\partial x} \right) - I_2 \nabla^2 w_b - J_2 \nabla^2 w_s,
\end{aligned} \tag{10c}$$

$$\begin{aligned}
& B_{11}^s \frac{\partial^3 u}{\partial x^3} + (B_{12}^s + 2B_{66}^s) \frac{\partial^3 u}{\partial x \partial y^2} + (B_{12}^s + 2B_{66}^s) \frac{\partial^3 v}{\partial x^2 \partial y} + B_{22}^s \frac{\partial^3 v}{\partial y^3} - D_{11}^s \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} \\
& - 2(D_{12}^s + 2D_{66}^s) \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^2 \partial y^2} - D_{22}^s \frac{\partial^4 w_b}{\partial y^4} - H_{11}^s \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} - 2(H_{12}^s + 2H_{66}^s) \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^2 \partial y^2} - H_{22}^s \frac{\partial^4 w_s}{\partial y^4} \\
& + A_{55}^s \frac{\partial^2 w_s}{\partial x^2} + A_{44}^s \frac{\partial^2 w_s}{\partial y^2} = I_0 \left(\frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} + \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} \right) + J_1 \left(\frac{\partial w_b}{\partial x} + \frac{\partial w_s}{\partial x} \right) - J_2 \nabla^2 w_b - K_2 \nabla^2 w_s
\end{aligned} \tag{10d}$$

Il est clair, lorsque l'effet de cisaillement de déformation transversale est négligé, l'équation. (10) donne les équations du mouvement de la plaque FGM de la théorie classique CPT.

4. Solutions exactes pour les plaques FGM

La détermination de la fréquence est d'une importance fondamentale dans la conception de nombreux composants structurels. Une solution exacte des équations. (10) peut être construit lorsque la plaque est de géométrie rectangulaire avec les conditions de bord suivantes, les déplacements.

4.1. Conditions aux limites

Le présent problème de vibration représente divers cas de conditions aux limites sur les bords opposés $x = 0$ et a , à savoir, ces bords de plaque sont simplement appuyés (S), Encastrés (C), libres (F) ou une combinaison de ces conditions aux limites. Alors que les bords $y = 0$ et b sont invariablement simplement appuyés (c'est-à-dire, $u_0 = w_b = w_s = N_y = M_y^b = M_y^s = 0$). Les conditions aux limites sur les bords perpendiculaires à l'axe des x prennent la forme :

Simply supported (S) :

$$v_0 = w_b = w_s = N_x = M_x^b = M_x^s = 0 \tag{11a}$$

Encastred (C) :

$$u_0 = v_0 = w_b = w_s = N_x = \frac{\partial w_b}{\partial x} = \frac{\partial w_s}{\partial x} = 0 \tag{11b}$$

et Libre (F) :

$$N_x = N_{xy} = M_x^b = M_x^s = 0 \quad (11c)$$

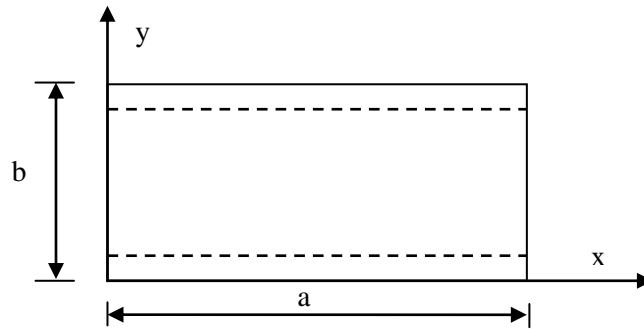


Figure 2. Type de plaque avec coordonnées.

4.2. Déplacements

Les plaques rectangulaires sont généralement classées selon le type de support utilisé en l'absence des forces et des charges latérales. La solution du système d'équations différentielles (10) sous les conditions aux limites (11) peut être exprimée comme :

$$\begin{Bmatrix} u_0 \\ v_0 \\ w_b \\ w_s \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} U_{nm} F'(x) \sin(\mu y) e^{i\omega t} \\ V_{nm} F'(x) \cos(\mu y) e^{i\omega t} \\ W_{bmn} F(x) \sin(\mu y) e^{i\omega t} \\ W_{smn} F(x) \sin(\mu y) e^{i\omega t} \end{Bmatrix} \quad (12)$$

Où U_{nm} , V_{nm} , W_{bmn} , et W_{smn} sont des paramètres à déterminer soumis aux conditions que la solution dans Eqs. (12) vérifie les équations différentielles (11), $\mu = n\pi/b$ et ω est la fréquence propre associée au (m, n) nième mode propre. $()'$ représente la différenciation partielle par rapport à x .

La fonction $F(x)$ est une fonction arbitraire continue, qui satisfait au moins les conditions aux limites géométriques données en (11), et représente des formes approximatives de la surface déviée de la plaque.

Substituant l'Eqs. (12) dans l'équation (10), on obtient :

$$\begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & S_{14} \\ S_{21} & S_{22} & S_{23} & S_{24} \\ S_{31} & S_{32} & S_{33} & S_{34} \\ S_{41} & S_{42} & S_{43} & S_{44} \end{bmatrix} - \omega^2 \begin{bmatrix} m_{11} & m_{12} & m_{13} & m_{14} \\ m_{21} & m_{22} & m_{23} & m_{24} \\ m_{31} & m_{32} & m_{33} & m_{34} \\ m_{41} & m_{42} & m_{43} & m_{44} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} U_{nm} \\ V_{nm} \\ W_{bmn} \\ W_{smn} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{Bmatrix} \quad (13)$$

3. Résultats et discussion

Dans cette partie, plusieurs exemples numériques sont décrites et discutées pour vérifier la validité de la présente théorie de cisaillement raffinée dans la prévision des comportements des vibrations libres des plaques sandwiches FGM avec diverses conditions aux bords. Pour cela, nous testons tout d'abord la précision de la présente théorie en comparant les

résultats avec ceux prédits par les autres théories de cisaillement existantes dans la littérature. Le premier exemple de comparaison est réalisé par une plaque FGM carré simplement appuyées en matériau FGM de Aluminium / Zirconia (Al / ZrO₂) en fonction de différentes valeurs des rapport d'épaisseur a/h et de l'indice p .

Pour plus de commodité, les paramètres de fréquences naturelles adimensionnelles calculés sont :

$$\begin{aligned}\bar{\beta} &= \omega h \sqrt{\rho_m / E_m}; \\ \bar{\omega} &= \omega a^2 (\sqrt{\rho_c / E_c}) / h;\end{aligned}\quad (14)$$

Le tableau 1 montre une comparaison des paramètres de fréquence fondamentale $\bar{\beta}$ obtenus dans cette étude avec ceux de Vel et Batra [7] basés sur la théorie d'élasticité 3D, Matsunaga et al. [8] basé sur la théorie 2-D, Pradyumna et Bandyopadhyay [9] basé sur la théorie d'ordre élevé HSDT, Hosseini-Hashemi et al. [10] basé sur la théorie parabolique de Reddy, Hosseini-Hashemi et al. [11] basé sur la théorie de cisaillement de premier ordre FSDPT et Thai et al. [6] basé sur la théorie de cisaillement des plaques raffinée RPT.

D'après les résultats présentés dans le tableau 5.3, pour une plaque isotrope entièrement en céramique ($p=0$), les résultats de la présente théorie est en bon accord avec ceux des solutions de 3-D, la théorie de cisaillement d'ordre élevé HSDPT et la théorie de cisaillement de premier ordre FSDPT. Aussi Dans, il est claire que la théorie classique des plaques CPT surestime la fréquence de vibration des plaques FGM par rapport aux théories de cisaillement et aux solutions 3D. La différence entre les résultats des théories de cisaillement et la théorie classique CPT et les solutions d'élasticité de 3D est plus importante pour les plaques épaisses (le cas de $a/h=5$).

Tableau 1 : Comparaison du paramètre de fréquence fondamentale $\bar{\beta}$ des plaques carrées simplement appuyées en matériau Al / ZrO₂.

Théories	$p=0$		$p=1$			$p=2$	$p=3$	$p=5$
	$a/h=\sqrt{10}$	$a/h=10$	$a/h=5$	$a/h=10$	$a/h=20$	$a/h=5$	$a/h=5$	$a/h=5$
3-D (Vel and Batra, 2004)	0.4658	0.0578	0.2192	0.0596	0.0153	0.2197	0.2211	0.2225
HSDT (Matsunaga, 2008)	0.4658	0.0578	0.2285	0.0619	0.0158	0.2264	0.2270	0.2281
HSDT (Pradyumna and Bandyopadhyay, 2008)	0.4658	0.0578	0.2257	0.0613	0.0157	0.2237	0.2243	0.2253
HSDT (Hosseini-Hashemi et al., 2011b)	0.4623	0.0577	0.2276	0.0619	0.0158	0.2256	0.2263	0.2272
FSDT (Hosseini-Hashemi et al., 2011a)	0.4618	0.0577	0.2276	0.0619	0.0158	0.2264	0.2276	0.2291
HSDT ^a	0.4623	0.0577	0.2277	0.0619	0.0158	0.2257	0.2263	0.2272
FSDT ^a	0.4618	0.0577	0.2276	0.0619	0.0158	0.2264	0.2276	0.2291
CPT ^a	0.5535	0.0592	0.2479	0.0634	0.0159	0.2473	0.2497	0.2526
Tai et al. 2014	0.4623	0.0577	0.2277	0.0619	0.0158	0.2257	0.2263	0.2272
Présente	0.4622	0.0577	0.2277	0.0619	0.0158	0.2257	0.2263	0.2272

^a Results from Ref. [6]

L'effet des conditions aux bords sur la variation du paramètre de fréquence fondamentale $\bar{\omega}$ utilisant la présente théorie de cisaillement et la théorie de Thai et al. [6] sont représentées dans les figures 3 et 4 respectivement. Comparé à la théorie des plaques raffinée de Thai et al. [6], on peut observer que la fréquence obtenue en utilisant la présente théorie est en bon

accord avec celles données par la théorie de la plaque raffinée de Thai et al. [6] pour toutes les valeurs de l'indice de puissance p et du rapport d'épaisseur avec diverses conditions aux limites. Les plaques encadrées - encadrées (C-C) donnent les plus grandes valeurs de fréquences de vibration, tandis que les plaques encadrées – libres (C-F) donnent les plus faibles fréquences de vibrations. Les plaques simplement appuyées (S-S) et encadrées – simplement appuyées (C-S) sont intermédiaires.

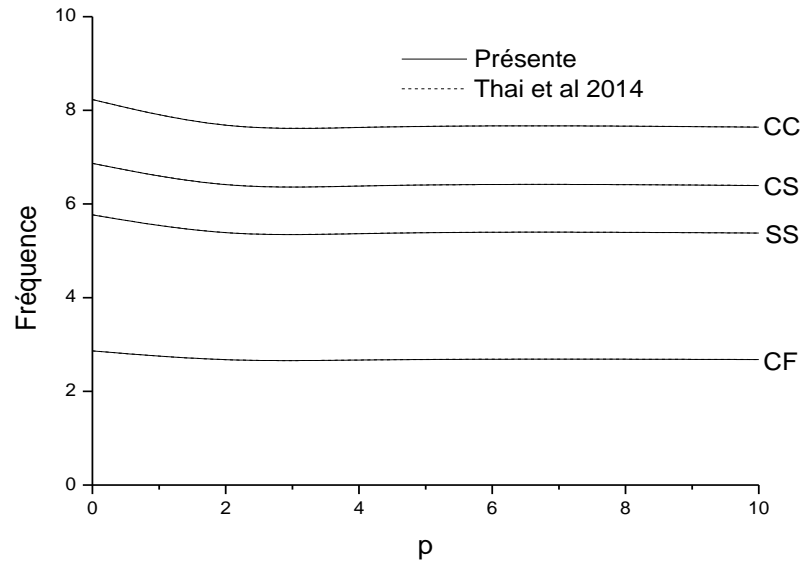


Figure 3. Comparaison de paramètre de fréquence fondamentale $\bar{\omega}$ des plaques carrées en matériau Al/ZrO_2 en fonction de l'indice de puissance p avec $a/h = 10$.

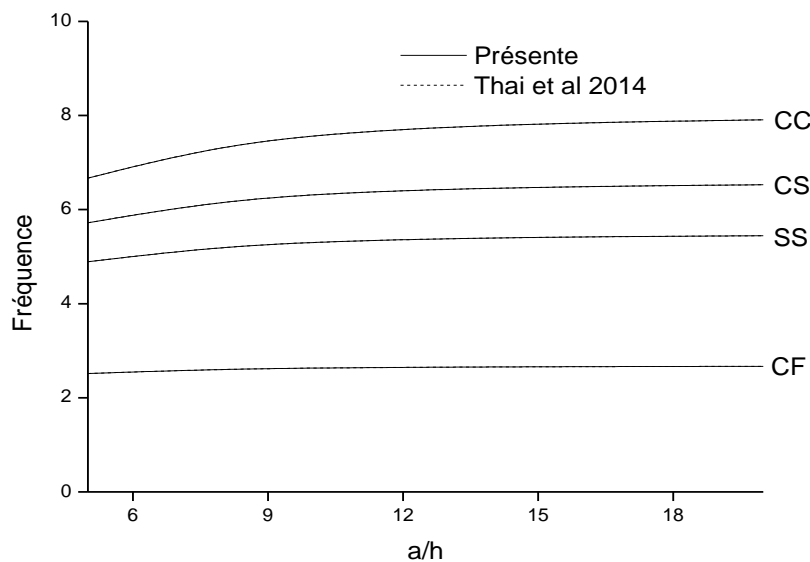


Figure 4. Comparaison de paramètre de fréquence fondamentale $\bar{\omega}$ des plaques carrées en matériau Al/ZrO_2 en fonction du rapport d'épaisseur a/h avec $p = 1$.

Figure 5.

4. Conclusion

Une étude approfondie sur l'analyse de la vibration libre des plaques parfaites à gradient de propriétés FGM avec diverses conditions aux bords en tenant compte de l'effet de cisaillement transverse est présentée en détail dans ce travail. Elle est basée sur la théorie raffinée de déformation de cisaillement à quatre variables. Cette théorie satisfait les conditions des contraintes de cisaillement nulles dans les faces supérieures et inférieures de la plaque sans l'aide de facteurs de correction de cisaillement. Plusieurs types de plaque avec deux bords opposés simplement appuyés et les deux autres ayant des combinaisons de conditions aux limites différentes à savoir simplement appuyés, encastres et libres. Les équations de mouvement pour les plaques en FGM sont obtenues en utilisant le principe d'Hamilton's. Les fréquences fondamentales sont trouvées par la résolution du problème aux valeurs propres. Les études de convergence et de validation ont été effectuées pour prouver l'exactitude de la présente théorie. Les résultats obtenus montrent un bon accord avec ceux qui sont disponibles dans la littérature pour des plaques modérément épaisses. On conclut que toutes les études comparatives ont démontré que la présente théorie de cisaillement raffinée proposée est non seulement précise, mais aussi efficace pour l'analyse de comportement dynamique des plaques FGM avec diverses conditions aux bords.

5. Bibliographie

- [1] Tai, H. T., and Kim, S. E., Levy-type solution for buckling analysis of orthotropic plates based on two variable refined plate theory, *Composite Structures*, 93(7), 1738-1746, 2011.
- [2] Tahouneh, V., Free vibration analysis of bidirectional functionally graded annular plates resting on elastic foundations using differential quadrature method, *Struct. Eng. Mech.*, 52(4), 663-686, 2014.
- [3] Farahani, H., Barati, F., Vibration of submerged functionally graded cylindrical shell based on first order shear deformation theory using wave propagation method, *Struct. Eng. Mech.*, 53(3), 575-587, 2015.
- [4] Qing, H.D., Jie, T.L., Jie, B.X., Wei, Z.W., Analysis of thermally induced vibration of cable-beam structures, *Struct. Eng. Mech.*, 53(3), 443-453, 2015.
- [5] Ait Amar Meziane, M., Abdelaziz, H.H. and Tounsi, A., An efficient and simple refined theory for buckling and free vibration of exponentially graded sandwich plates under various boundary conditions, *J. Sandw. Struct. Mater.*, 16(3), 293-318, 2014.
- [6] Tai, H. T. and Choi, D. H., Levy Solution for Free Vibration Analysis of Functionally Graded Plates based on a Refined Plate Theory, *KSCE Journal of Civil Engineering*, 18(6), 1813-1824, 2014.
- [7] Vel, S. S., and Batra, R. C., Three-dimensional exact solution for the vibration of functionally graded rectangular plates, *Journal of Sound and Vibration*, 272(3-5), 703-730, 2004.
- [8] Matsunaga, H., Free vibration and stability of functionally graded plates according to a 2-D higher-order deformation theory, *Composite Structures*, 82(4), 499-512, 2008.
- [9] Pradyumna, S. and Bandyopadhyay, J. N., Free vibration analysis of functionally graded curved panels using a higher order finite element formulation, *Journal of Sound and Vibration*, 318 (1-2), 176-192, 2008.
- [10] Hosseini-Hashemi, S., Fadaee, M., and Atashipour, S. R., Study on the free vibration of thick functionally graded rectangular plates according to a new exact closed-form procedure, *Composite Structures*, 93(2), 722-735, 2011.
- [11] Hosseini-Hashemi, S., Fadaee, M., and Atashipour, S. R., A new exact analytical approach for free vibration of ReissnerMindlin functionally graded rectangular plates, *International Journal of Mechanical Sciences*, 53(1), 11-22, 2011.

Dynamics analysis of a symmetrical on-board rotor the h-p version of the finite elements method

*Ahmed Saimi¹
Abdelhamid Hadjoui²*

*IS2M Laboratory, Faculty of Technology, University of Tlemcen,
BP 119 Chetouane, 13000 Tlemcen, Algeria*

² hadjoui_ab@yahoo.fr
¹ ahmedsaimi@hotmail.fr

Résumé :

La version h-p de la méthode des éléments finis est utilisée dans cet article pour l'analyse de la réponse dynamique non-linéaire des forces d'excitation extérieurs d'un rotor embarqué sur des supports indéformables mobiles et monté sur des paliers hydrodynamiques. Le disque est supposé rigide et seul son énergie cinétique est considérée, l'arbre est déformable et traité avec la théorie des poutres d'Euler Bernoulli, le matériau utilisé est isotrope. L'élément poutre tridimensionnelle à deux nœuds est utilisé pour la discrétisation du rotor. Les fonctions de formes utilisées sont de type Hermite cubique qui respectent les conditions aux limites dans toutes les directions qui représentent la partie h des éléments finis et sont modifiées de façon qu'on peut faire la combinaison avec les fonctions de forme polynomiales K-orthogonale qui facilite la combinaison pour l'utilisation de la version h-p de la méthode des éléments finis. La méthode énergétique est utilisée pour la détermination des énergies cinétiques, et déformations pour l'ensemble du système rotor (arbre, disque, balourd).

Les étapes de calcul du comportement dynamique linéaire de l'analyse du système de rotor embarqué sont regroupés dans une application en MATLAB. Une comparaison des fréquences propres du système de rotor embarqué, obtenu par la version h-p de la méthode des éléments finis est faite avec les résultats obtenus en utilisant la version h.

Abstract:

The h-p finite element method is used in this paper for the dynamic analysis of a symmetrical on-board rotor on mobile dimensionally stable supports. The disk and the bearings are assumed to be rigid, with deformable shaft, the material is isotropic. A three dimensional beam element is used for the discretization of the rotor. In the standard h-version of the finite element, the used shape functions are cubic Hermit, which respect the boundary conditions in all directions, the shape functions-h are modified so they can make the combination between K-orthogonal polynomial shape functions facilitating combination to use the h-p version of the finite element method. Energy method is used for the determination of energy for the entire rotor system, The equations of motion of the rotor system are determined by the Lagrange method. The calculation steps for linear dynamic behaviour of on-board rotor system analysis are grouped in an application created using MATLAB programming language and validated with the work done previously by the classic version of the finite element method. In this paper we make a comparison of the natural frequencies of on-board rotor system, obtained by the h-p version of the finite element method with version h.

Keywords:

Symmetrical rotor, h-p version of FEM, on-board rotor, rotor dynamics, base excitation.

1- Introduction

The h-p version is a general version of the finite element method, a numerical method to solve partial differential equations based on approximations polynomial elements that use variable sized elements (h) and polynomial of degree (p). The origins date back to h-p-MEF innovative work of Ivo Babuška et al. [1] who discovered that the finite element method converges exponentially fast when the mesh is refined using an appropriate combination of refinements -h (dividing into smaller elements) and -p refinement (by increasing the polynomial degree). The exponential convergence makes the method a very attractive choice compared to most other methods of finite elements that converge at an algebraic rate. The exponential convergence of the h-p-MEF was not only theoretically predicted, but observed by many independent researchers.

The dynamic behaviour study of a rotor in the boarding effect is the study of the global behaviour of the rotor whose support is subject to any movements. This model is well suited to understand the movement of rotors phenomenon embedded in vehicles, aircraft etc. This phenomenon recently attracted the attention of researchers. M. Duchemin [3] made a detailed study based on the simple model of Rayleigh-Ritz, a rotor whose support is in motion. Various analytical studies were performed on simple movements, simple translation, sinusoidal translation, constant rotation, accelerated rotation. [M.Z. Dakel] [4] continued the work by adding the hydrodynamic bearings by the conventional finite element method. In the work of Boukhalfa [2] we find a study on behaviour of composite rotor materials by h p-version finite element. Based on the latter two works, in our case we will make a study of an on-board rotor, whose support is assumed to be rigid and mobile, with the application of the h p-version finite element.

2- Model of on-board rotor

In general, a rotor system is composed of a shaft supported by bearings, and having one or more disks. In this study, the solicitations considered are the imposed displacements of rigid base. The number of each component can be more than one, however, in this paper, the studied rotor has one shaft (single shaft), (see Figure 1)

The assumptions that we consider in this paper are: The shaft is deformable and modelled by homogeneous straight beams, isotropic, linear elastic with constants sections subjected to bending moment in two orthogonal directions (horizontal and vertical directions); The disks are assumed to be rigid; The bearings are assumed to be rigid; The rotor support is infinitely rigid; but mobile,

The consideration of the motion of the support can significantly affect the form of the equations of motion of a rotor in flexion with respect to those obtained in the case of a fixed support. To obtain the simplest possible model, the approach presented by Duchemin [3] is used. It offers the modelling of a rotor with mobile support by considering the motion of the rotor relative to the support and that of the support relative to the ground. This is to study the transverse deflections of the mid-line of the rotor shaft relative to a reference linked to the rigid support.

The steps for obtaining the equations of motion are inspired by the approach used by Lalanne and Ferraris [5], so it needs the description of the movement of the on-board rotor and vectors expressing rotations between them.

The differential equations of the bending motion of an on-board steady rotor are deduced from the equations LAGRANGE applied with respect to the generalized coordinates as follows:

$$\frac{d}{dt} \left(\frac{\partial E}{\partial \dot{q}_i} \right) - \frac{\partial E}{\partial q_i} + \frac{\partial U}{\partial q_i} = \delta F_i \quad (2.1)$$

2.1- Equations of motion

The formulation of the equation of motion is determined by the computation of the energies of the components of the rotor, this formulation is detailed in the paper of SAIMI.A [6].

The modelling method used is that of the h-p version of the finite element method. The steps of calculating mass, gyroscopic, rigidity, and vector of external forces, which form the differential equation of motion, are well treated in the paper of SAIMI.A [6]

2.2- Elementary movement equation

Applying Lagrange equations to the discretised system by h p-version of the finite element method we obtain the following differential equations:

$$[M_{er}(t)]\{\ddot{q}_r\} + [C_{er}(t)]\{\dot{q}_r\} + [K_{er}(t)]\{q_r\} = \{F_{er}(t)\} \quad (3.12)$$

where:

- $[M_{er}(t)]$, $[C_{er}(t)]$, and $[K_{er}(t)]$ are respectively the elementary matrices, mass, damping and stiffness, with periodical parametric terms, and varying in time due to the geometric asymmetry of the rotating rotor and rotations of the rigid support.
- $\{\ddot{q}_r\}$, $\{\dot{q}_r\}$, and $\{q_r\}$ are respectively the acceleration vector, velocity and global displacement adapted to the connectivity of finite elements.
- $\{F_{er}(t)\}$ is the global vector of linear external forces containing excitations due to the rotational and linear movements of the support,

3- Simulation and results

A computer program for determining the natural modes of on-board rotor has been developed and for validate this program, we have the rotor shown in Figure 1.

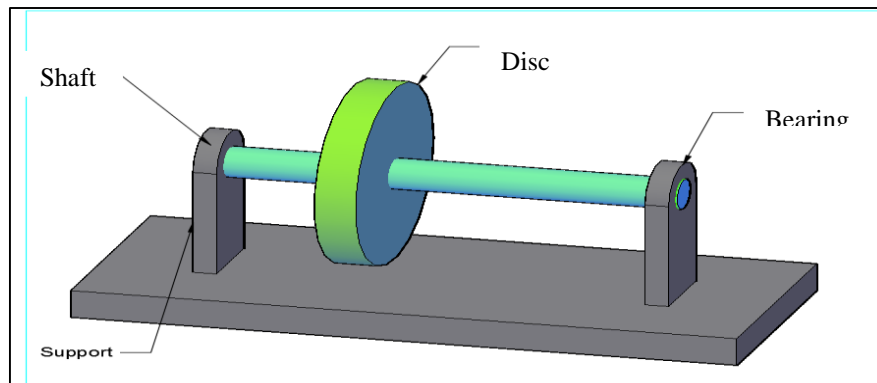


Figure 1 : On-board rotor

Table (Table 1) shows the characteristics of symmetric rotor used in the literary [22], [19], [20].

Tab 1 : Characteristics of symmetric rotor	
Density of the disk material	$\rho_d = 7800 \text{ kg/m}^3$
Outer radius of the disk	$r_d = 0.15 \text{ m}$
Disk Thickness	$e_d = 0.03 \text{ m}$
Position of the disk	$y_d = 0.4/3 \text{ m}$
Density of the shaft material	$\rho_a = 7800 \text{ kg/m}^3$
Radius of the shaft	$r_a = 0.01 \text{ m}$
Length of the shaft	$l_a = 0.4 \text{ m}$
YOUNG Module of the shaft	$E_a = 2 * 10^{11} \text{ N/m}^2$
POISSON coefficient of the shaft	$\nu_a = 0.3$

To demonstrate the basic phenomena occurring in rotor dynamics with the movements of the support and compare them to those related to the case of a fixed support, the analysis of the dynamic behaviour in continuous operation is performed through Campbell diagram.

3.1- Campbell diagram

- **Convergences of results:**

several examples were processed to determine the influence of angular perturbations of the support relative to the axes Ox and Oy and the locations of the disks on the rotor.

The advantage of using the h-p version of the finite element method in this paper is the ability to control both parameters of the previous versions (h-FEM and p-FEM). Knowing that if we fix the degree of polynomial in $p=4$, and we make vary the other one parametrizes (mesh degree h), the h-p version is converted into h version, and the found results are identical to those of the h version.

The same thing applies if we fix the mesh degree (h), and we make vary the polynomial degree (p), the found results are similar to those of the p-version of the FEM.

In Figures 2, 3, 4 we proceeded as follows: In Figure 2; we fix the number of elements (h-refinement) and we make vary the polynomial degree-p. In Figure 3; we fix the polynomial degree-p and we make vary the number of elements (h-refinement). In the case of the figure 4; we make vary simultaneously both parameters (h-refinement and polynomial degree-p) by using the following method:

$$(p_i = p_{i-1} + 1 \text{ and } h_i = h_{i-1} * 2)$$

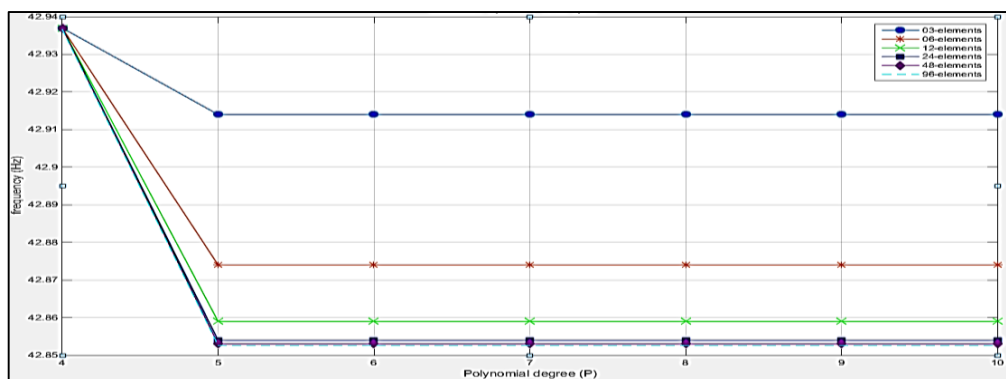


Figure 2: Convergence of the first frequency according to the number of p hierarchical shape functions with a fixed number of elements, at a speed of 1500 rpm

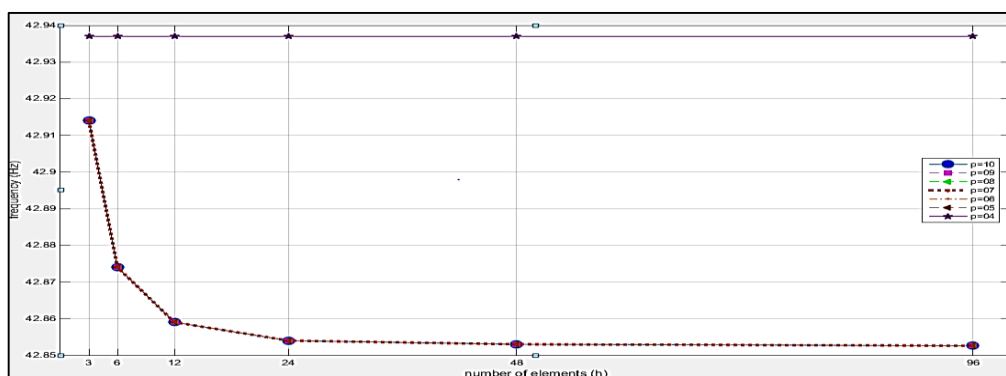


Figure 3: Convergence of the first frequency according to the number of elements (h), with a fixed polynomial degree (p), and a speed of 1500 rpm

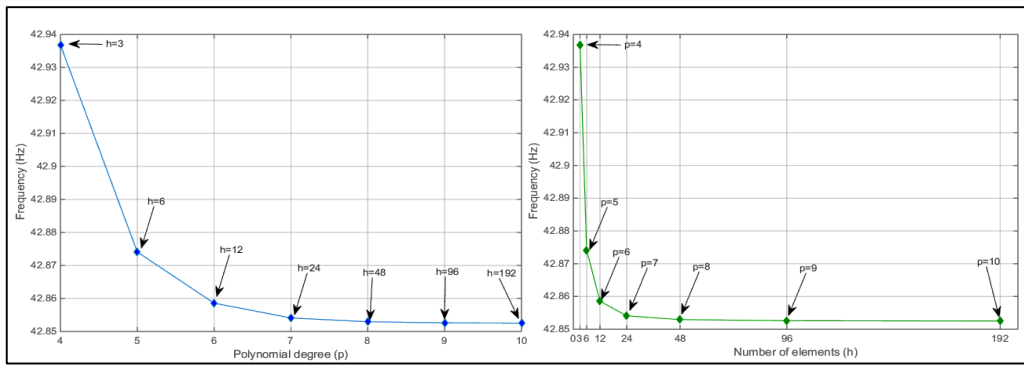


Figure 4 : Convergence of the first frequency with a combination of the mesh degree-h and the polynomial degree-p with $(p_i = p_{i-1} + 1 \text{ and } h_i = h_{i-1} * 2)$ in a 1500 rpm rotational speed

We notice that the convergence is very rapidly obtained for low frequencies (figures 2 and 3) by increasing both parameters (h and p) of the version h-p. The gap between the results is very small and can be neglected; so to have good results for low frequencies, increasing the elements number (h-refinement) and the polynomial degree (p-refinement) are not necessary; we need to fix a parameter (either the number of elements -h or the polynomial degree -p) and varying the other one until the convergence is obtained. This phenomenon is generally valid for the low frequencies, between the first and the fifth one. In the figure 8, the curves of convergence are traced by the fixation of the mesh degree h and the variation of the polynomial degree p, we notice that more we increase the number of elements (h-refinement) more the gap between the curves of convergence decreases. In case we fix the degree of polynomial p and we vary the mesh degree h (figure 3), we notice that the convergence is very low(weak) in the case or $p=4$ (which represents the h version of FEM), and in the case or $p \geq 5$ we have a fast convergence. In Figure 4 we see that convergence is exponentially fast, However, we cannot provide a typical combination.

- Interpretations of Campbell diagrams

Figure 5 shows the variation of the frequencies of the bending with versus the rotational speed (Campbell diagram) of the first two modes. The influence of the angular speed of the support taken in this example ($\omega^x = 0 \text{ Hz}, 5\text{Hz}, \text{ et } 10\text{Hz}$) is small, so better visualized the results on the graph we used zooms in on two areas (see Figure 6):

We notice from these results that the influence of rotation of the support with respect to the O_x axis is very weak from the small angular rotations (5 Hz, 10 Hz), it is therefore concluded to have significant vibrations due to the rotation of the support along the O_x axis these rotations must be as important.

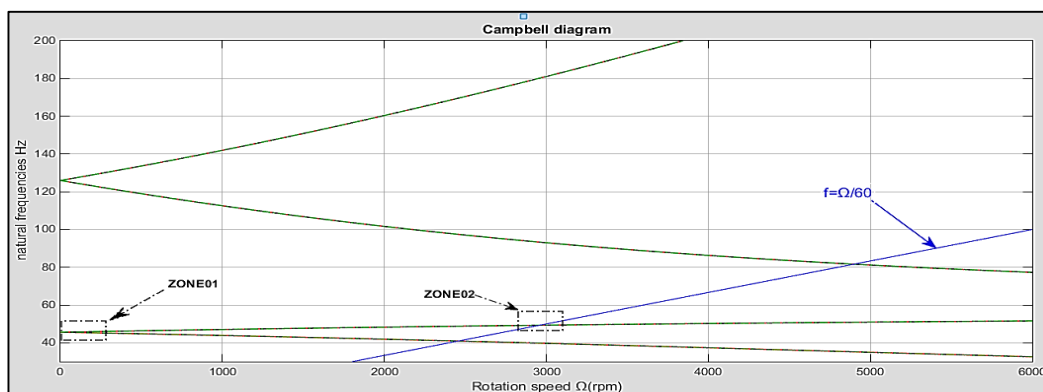


Figure 5 : Campbell diagram for the first four frequencies of the rotor under the effect of the angular velocity of the support ($\omega^x = 0 \text{ Hz}, 5\text{Hz}, \text{ et } 10\text{Hz}$)

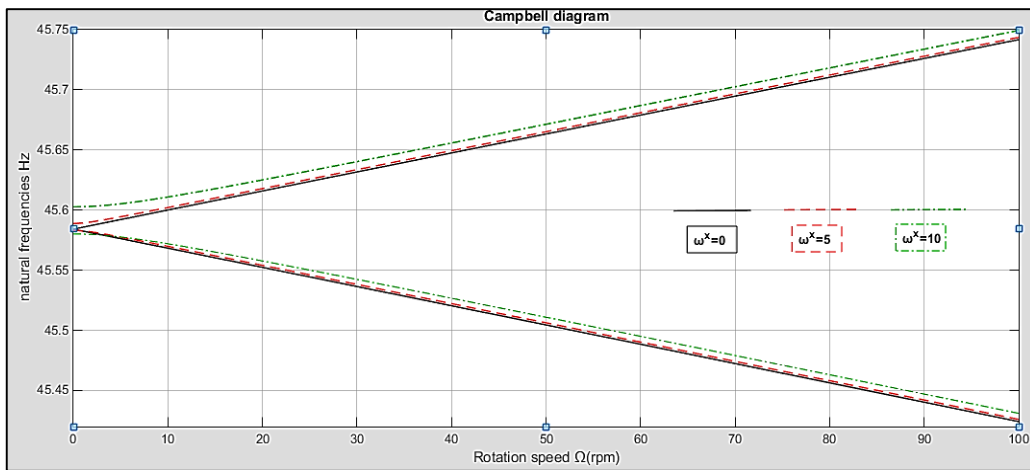
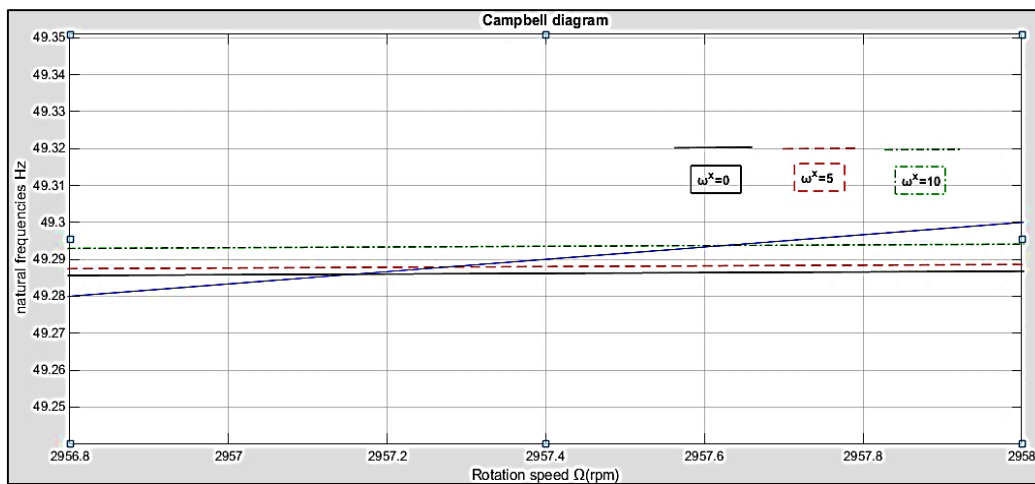


Figure 6 : Expansion in zone 01



Expansion in zone 02 in Figure 12

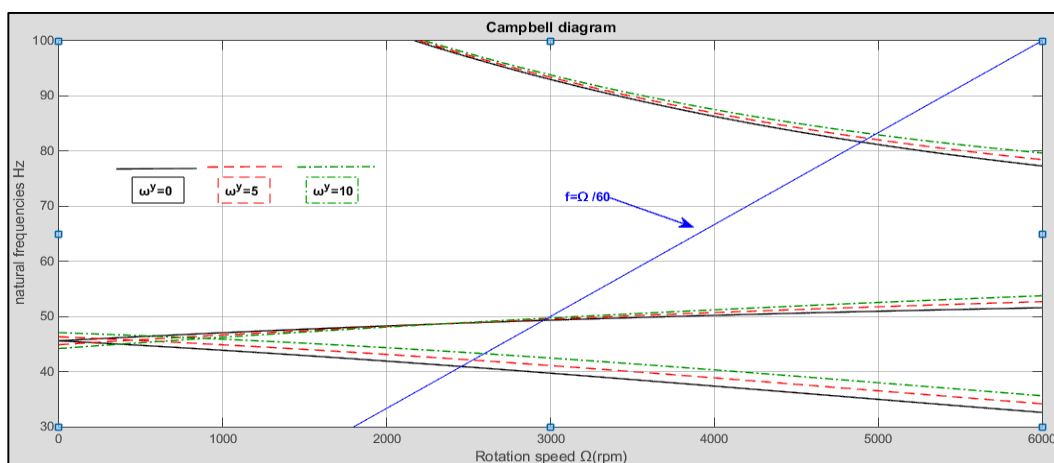


Figure 7 : Campbell diagram for the first four frequencies of the rotor under the effect of the angular velocity of the support ($\omega^y = 0$ Hz, 5Hz, et 10Hz)

4- Conclusion

The vibrational behaviour of on-board rotors analysis using the method of the hierarchical finite elements (p version of the MEF) with functions with Legendre polynomials form, combined with the standard method of finite elements (h version of the FEM) is treated in this paper.

The calculation of energy different components of the on-board rotor, the application of the method of Lagrange, and introducing features of the h-p version of the finite elements, has given us the equations of motion of the system. The calculation is done on an element, then after assembly will have the overall equation of the system.

Several examples are treated and this has allowed us to determine the influence of different geometric parameters of on-board rotor and also the influence of the movement of the support on the behaviour of the rotor.

This work has allowed us to reach the following conclusions: The convergence of results can be controlled by increasing the polynomial degree (number of shape functions) and also the number of elements. The difference in results between the two methods (h-p version and the classic version of h) is very small, but the benefit of h-p version is that you can control both parameters of the element (the polynomial degree and number of elements). We conclude that the convergences can be classified in a following way: h-version: convergence in an algebraic way. h-p version: Convergence in an exponential way, or it can be improved by a suitable combination of the parameters (mesh degree h and polynomial degree p). The movement of the on-board rotor support amplifies the gyroscopic effect caused by the coupling of the displacements perpendicular to the axis of rotation, and creates an asymmetry in the movement of the rotor. In the case of disturbances in the neighbouring of the first critical speed, the influence of rotation of the support around the axis O_x (ω^x) is very low compared with the rotation of the support around the axis O_y (ω^y) From the results obtained in this work we conclude that the rotation of the support around to the axis parallel to the axis of rotation of the rotor has a great influence on the rigidity of the system and especially on the gyroscopic effect. The geometric parameters also have an influence on the vibration behaviour of on-board rotor. It is noted that it causes frequency variations and therefore variations of the critical speeds depending on the disk position.

References :

- [1] I. Babuska, B.Q. Guo: The h, p and h-p version of the finite element method: basis theory and applications, *Advances in Engineering Software*, Volume 15, Issue 3-4, 1992.
- [2] Abdelkrim Boukhalfa and Abdelhamid Hadjoui, Free vibration analysis of an embarked rotating composite shaft using the h-p version of the FEM, *Lat. Am. j. solids struct.* vol.7 no.2 Rio de Janeiro 2010
- [3] Duchemin M, Berlioz A and Ferraris G (2006) Dynamic behaviour and stability of a rotor under base excitation. *ASME Journal of Vibration and Acoustics* 128(5): 576–585.
- [4] Mzaki Dakel, Steady-state dynamic behaviour of an on-board rotor under combined base motions, *Journal of Vibration and Control* 2013, DOI: 10.1177/1077546313483791.
- [5] Lalanne M., Ferraris G. *Rotor dynamics prediction in engineering*, 2nd Edition, Chichester, John Wiley, 1998, 254 p.
- [6] Ahmed Saimi & Abdelhamid Hadjoui (2016): An engineering application of the h-p version of the finite elements method to the dynamics analysis of a symmetrical on-board rotor, *European Journal of Computational Mechanics* (<http://dx.doi.org/10.1080/17797179.2016.1245597>)



Cable Stayed Bridges Vibrations Mitigation Using Composite Bearings

Issad Naim¹,
Zellat Kaoutar²,
Djemai Mohammed.C³

¹*Djillali Liabes Faculty of Technology, Materials and Hydrology Laboratory, Algeria, naimissad@yahoo.fr*

²*Material and Construction Process Laboratory, Abdelhamid Ibn Badis Faculty of Technology, Algeria, kouky88@hotmail.fr*

³*Saad Dahleb University, Civil Engineering Department, Algeria, djmai.medcherif@gmail.com*

Résumé:

La vibration est un phénomène dominant dans les ponts à haubans vue qu'ils sont soumis à une variété des charges dynamiques. L'atténuation des vibrations transmises par l'introduction des appuis spéciaux entre la superstructure et l'infrastructure était l'objectif de nombreux travaux de recherche. Le présent travail consiste à une étude comparative du comportement dynamique de trois ponts à haubans équipés de différents types d'appuis y compris les appuis ordinaires, les appuis en caoutchouc et plomb et les appuis composites. L'étude se focalise sur le dernier type construit en fibres de carbone et plastique où son module de résistance et sa densité sont de 5 à 10 fois plus celui d'acier. Les résultats obtenus montrent l'efficacité de ces appuis dans l'augmentation de la période des vibrations de telles structures ainsi que la dissipation d'énergie.

Abstract:

Vibration is a governing behaviour in cable stayed bridges as they are subjected to a variety of dynamic loads. Mitigation of the transmitted vibrations was the aim of many research works by the introduction of special bearings between the superstructure and the substructure. The present work involves a comparative study on dynamic behaviour of a cable stayed bridge equipped with three types of bearings that are the ordinary, lead rubber and composite bearings. Where the last are in the form of carbon fibres and plastics and whose strength and density ratio is 5 to 10 times the ones of steel ratio. The obtained results show the height efficiency of these bearings in the structure period elongation and energy dissipation.

Keywords: Bearings, bridge, carbon fibres, composites, lead rubber, plastic, simulation

1. Introduction

Cable stayed bridges structural design consists of a rigid deck and a series of cables, their low stiffness, light weight and long spans increase their lateral and torsional stiffness as compared to regular non-cable bridges [1]. They are generally employed in vast areas such as rivers, coasts and valleys, what makes them exposed to a variety of random natural charges. Therefore, many vibrations occur in real long-span bridges and cause a high failure and damages to their structural components.

In order to protect cable stayed bridges against undesirable vibrations, many research works have been conducted all over the world in the field of bridges isolation using special bearings. Isolation bearings also called aseismic bearings represent a kind of control devices that try to decouple the structure from the damaging effects of ground motion when an earthquake occurs and provides it with damping. The added damping allows the earthquake energy to be absorbed by the isolation systems and therefore reduces the energy transferred to the structure. Seismic isolation is physically achieved by placing the structure on isolators. The isolators are laterally flexible elements, yet they are able to carry the vertical loads of the structure. Since the isolators are more flexible than the structure, most of the lateral movements occur in the isolators. As a result the isolated structure experiences less motion and reduced forces [2].

Bridges isolation bearings may be simply classified as hysteretic or viscoelastic. Hysteretic isolators include the yielding of metals due to flexure, shear, torsion, or extrusion (metallic dampers) and sliding (friction dampers). They are all essentially displacement-dependent devices. Viscoelastic systems include viscoelastic solids, fluid orificing (fluid dampers), and viscoelastic fluids. They are essentially velocity-dependent devices (viscous in nature) and many are also frequency dependent. Some other energy dissipators are modifications of the above set and may include elastic springs or pressurized cylinders to develop pre-load and re-centering capabilities.

Various kinds of devices have been used for this scope, this study sheds light on two types to be the friction and sliding bearings and proposes a new kind of bearings made of composite materials.

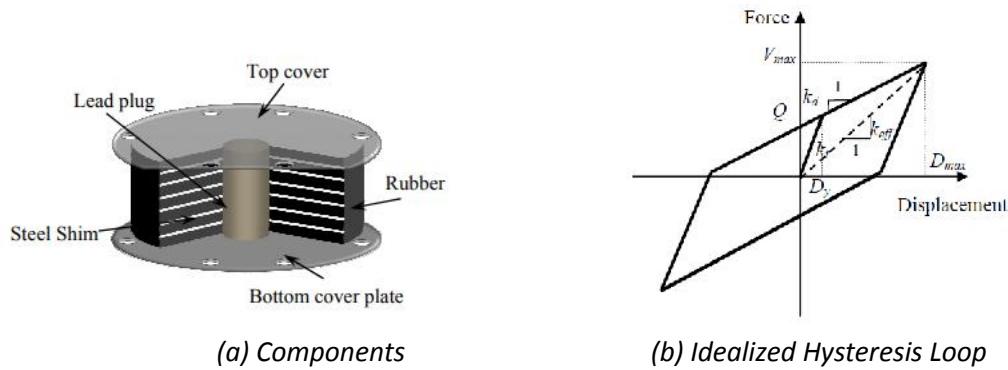
In this research work a comparative study was elaborated on bridges vibrations control using various types of bearings including the LRB, FPS and composites bearing made of carbon fibers and plastics where the composite materials present excellent properties [3]. The sandwich composite materials replace the metals having the same excellent strength and slighter weight.

For this purpose, three cable stayed bridges were considered with the same geometrical properties and different bearing conditions. The comparative study was in term of vibration period, displacements and base shear restriction. The dynamic analysis was applied on the structures using SAP2000 V16 software where the bridges were modeled as finite elements. The structures were subjected to a combination of dynamic loads including earthquake which represents the most several case of loading. Dynamic excitations were modeled as time history spectrums. And finally dynamic analyses were performed for each bearing case.

2. Bearings description and characteristics

1. Lead Rubber Bearing

The lead rubber bearings (LRB) represent the most commonly used devices for bridges control; they belong to the category of elastomeric isolators. The basic components of LRB are steel and rubber plates [4], built through vulcanization process in alternate layers; they consist of two steel fixing plates located at the top and bottom of the bearing, several alternating layers of rubber and steel shims and a central lead core as shown in Figure 1(a). The elastomeric material provides the isolation component with lateral flexibility; the lead core provides energy dissipation (or damping), while the internal steel shims enhance the vertical load capacity whilst minimizing bulging.



(a) Components (b) Idealized Hysteresis Loop
Figure 1. LRB Isolation bearing (Viewed on: <https://structurae.net/>)

All elements contribute to the lateral stiffness. The steel shims, together with the top and bottom steel fixing plates, also confine plastic deformation of the central lead core. The rubber layers deform laterally during seismic excitation of the structure, allowing the structure to translate horizontally, and the bearing to absorb energy when the lead core yields.

The nonlinear behavior of a LRB isolator can be effectively idealized in terms of a bilinear force-deflection curve, with constant values throughout multiple cycles of loading as shown on Figure 1(b). The parameters of the bilinear approximation expressing the law of hysteretic behavior are the following:

D_y : the yield displacement with [5]:

$$D_y = Q / (K_1 - K_2) \quad (1)$$

D : The design displacement of lead rubber bearing LRB

E_H : Energy dissipated by cycle corresponding to the design displacement, equal to the total area of hysteresis loop, it is given by the following formula:

$$E_H = 4Q(D - K_y) \quad (2)$$

F_y : The yield force in a monotonous loading

Q : The force, corresponding to null displacement during a cyclic loading, represents also the characteristic strength and the yield force of lead bar for the LRB.

$$Q = F_y - K_2 D_y \quad (3)$$

F_{max} : The maximum shear force corresponding to the design displacement D

K_1 : Elastic stiffness for a monotonous loading also equals to the stiffness of unloading in cyclic loading, with:

$$K_1 = F_y / D_y \quad (4)$$

K_2 : The post elastic stiffness, with:

$$K_2 = (F_{max} - F_y) / (D - D_y) \quad (5)$$

K_{eff} : The effective stiffness of the LRB, it is given by the following formula:

$$K_{eff} = K_2 + \frac{Q}{D} \quad D \geq D_y \quad (6)$$

B_{eff} : The effective damping factor of the seismic base isolation system, it is expressed as follows:

$$\beta_{eff} = \frac{4Q(D - D_y)}{2\pi K_{eff} D^2} \quad (7)$$

2. Friction Pendulum System

One of the most popular and effective techniques for seismic isolation is through the use of sliding isolation devices. The sliding systems exhibit excellent performance under a variety of severe earthquake loading and are very effective in reducing the large levels of the superstructure acceleration.

A FPS is comprised of a stainless steel concave surface, an articulated sliding element and cover plate. The slider is finished with a self-lubricating composite liner (e.g. Teflon) [6]. During an earthquake, the articulated slider, within the bearing, travels along the concave surface causing the supported structure to move with gentle pendulum motions as illustrated in Figure 2.

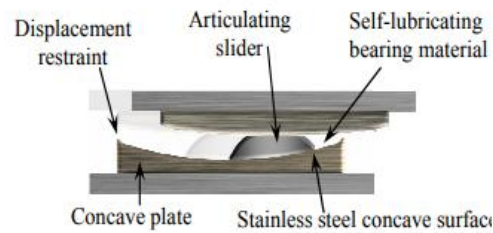


Figure 2. FPS Isolation bearing (Viewed on: <http://www.earthquakeprotection.com/>)

Movement of the slider generates a dynamic frictional force that provides the required damping to absorb the earthquake energy. Friction at the interface is dependent on the contact between the Teflon-coated slider and the stainless steel surface, which increases with pressure. Values of the friction coefficient ranging between 3% and 10% are considered reasonable for a FPS to be effective. The isolator period is a function of the radius of curvature (R) of the concave surface. The natural period is independent of the mass of the supported structure, and is determined from the pendulum equation [7]:

$$T = 2\pi\sqrt{\frac{R}{g}} \quad (8)$$

Where g is the acceleration due to gravity

The horizontal stiffness (K_H) of the system, which provides the restoring capability, is provided by:

$$K_H = \frac{W}{R} \quad (9)$$

W : is the weight of the structure

The movement of the slider generates a dynamic friction force that provides the required damping for absorbing earthquake energy. The base shear V , transmitted to the structure as the bearing slides to a distance (D), away from the neutral position, includes the restoring forces and the friction forces as can be seen on the following equation, where μ is the friction coefficient:

$$V = \mu W + \frac{W}{R} D \quad (10)$$

The characterized constant (Q) of the isolation system is the maximum frictional force, which is defined as:

$$Q = \mu W \quad (11)$$

The effective stiffness (k_{eff}) of the isolation system is a function of the estimated largest bearing displacement (D), for a given value of μ and R , and is determined by the following formula:

$$K_{eff} = \frac{V}{D} = \frac{\mu W}{D} + \frac{W}{R} \quad (12)$$

A typical hysteresis loop of a FPS can be idealized as shown in Figure 3. The dissipated energy (area inside the hysteretic loop) for one cycle of sliding, with amplitude (A), can be estimated as:

$$E_D = 4\mu WA \quad (13)$$

Thus the damping of the system can be estimated as:

$$\beta = \frac{E_D}{4\pi K_{eff} A^2} = \frac{2}{\pi} \frac{\mu}{A/R + \mu} \quad (14)$$

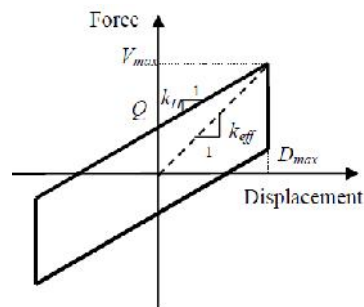


Figure 3. Hysteresis loop of a FPS

3. Composite bearings

Composite bearings represent new isolation devices used to maintain separation and control friction between two moving parts. The distinguishing characteristic of a composite bearing is that the bearing is made of a combination of materials such as resin reinforced with fiber or Carbon fibers reinforced with plastics and this may also include friction reducing lubricants and ingredients. They are lighter than a rolling element bearing; it can be one-tenth the weight of the traditional rolling element bearing [8] where no heavy metals are used in its manufacture [9].

The bearings used herein belong to new elastomeric isolators' family called fiber-reinforced elastomeric bearings (FREB) used in bridges. They are made of high damping rubber and carbon fiber reinforced polymer (FRP) composite plates as mentioned in Figure 4.

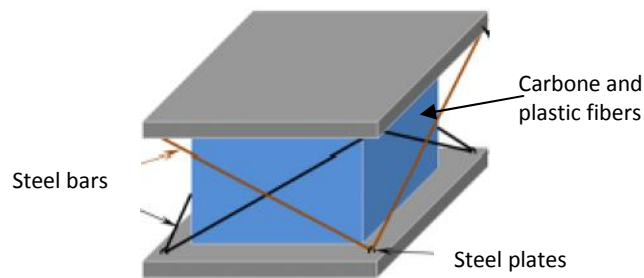


Figure 4. Composite FREB (seen on https://people.ok.ubc.ca/shahria/index_files/Page1369.htm)

Carbon fibers offer a high strength to weight ratio and stiffness to weight ratio, they provide a driving force for the use of composite materials because of their good corrosion resistance, wear resistance, electromagnetic transparency, enhanced fatigue life, thermal acoustical insulation, low thermal expansion and low thermal conductivity [10].

The performance of FREB is characterized by assigning different weights to its operational specifications which are the effective horizontal and vertical stiffnesses and the equivalent viscous damping[11]. These parameters are highly dependent on the shear modulus of the Carbon layers, the number of layers and thickness of the whole layers. They can be effectively calculated as the elastomeric bearings mentioned in previous sections.

3. Dynamic analysis

A dynamic analysis was applied on a cable stayed bridge with a long span and continuous deck made of reinforced concrete in order to demonstrate the effectiveness of vibrations control devices in the case of strong earthquakes. Each component was modeled separately then all data were gathered and included in computational structural software where the dynamic analysis was elaborated on the basis of FE method.

1. Cable stayed bridge

A cable stayed bridge was considered in this study view its high popularity and sensitivity to dynamic loads. The properties of the bridge deck, pylon and cables are given with detail in Table 1.

Table 1. Bridge model characteristics

Length (m)	Width (m)	Modulus of Elasticity (Gpa)	Pylon Height (m)	Cable Diameter (m)
200	6	19	50	0,6

The bridge is modeled as finite elements model as shown in Figure.5. The fundamental time period of the pylons is about 0.1 sec and the corresponding time period of the non-isolated bridge works out to be 0.55 sec in both longitudinal and transverse directions. The damping in the deck and piers is taken as 5% of the critical in all modes of vibration. In addition, the number of elements considered in the bridge deck, pylon and cables are 21, 2 and 36, respectively.

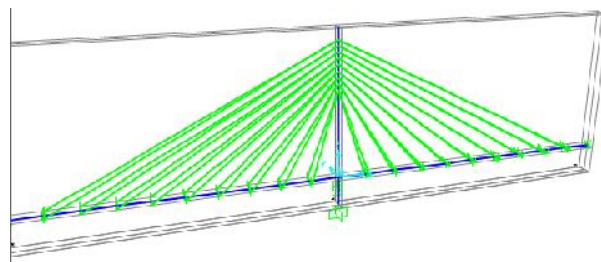


Figure 5. 3D modelling of isolated bridge

2. Earthquake excitation model

The earthquake excitation was inset as a time history spectrum (Acceleration according to time) as shows Figure.6. The seismic excitation corresponds to Solomon earthquake in 2004 with a magnitude of 6.8 obtained from vibration data website (PEER Ground Motion Database).

Response quantities of interest for the bridge system under consideration (in both longitudinal and transverse directions) are the base shear in the pylon and the relative displacement of the aseismic bearings at the top of pylon. The pylon base shear is directly proportional to the forces exerted in the bridge system due to earthquake ground motion. On the other hand, the relative displacements of the isolation bearing are crucial from the design point of view of isolation system and separation joints at the abutment level.

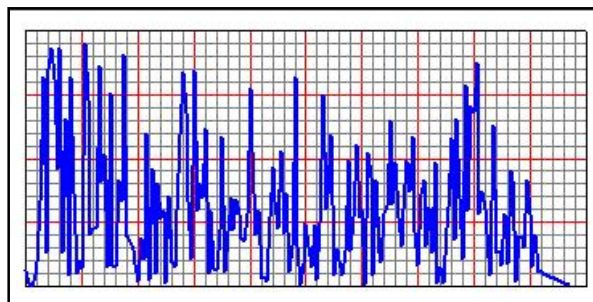


Figure 6. Solomon earthquake time history function

3. Bearings models

SAP2000 facilitates the dynamic modeling of base isolators as link elements, which can be assigned various stiffness properties. By the help of this software the bridge model with different types of bearings was created in a numerical simulation to validate the mathematical model, two categories of isolation systems were used characterized by three types of bearings that are: the elastomeric

bearings LRB and FREB the sliding bearing FPS isolator which were modeled using N-link command; each device has its own properties as detailed in Table 2.

Table 2. Physical and mechanical characteristics of isolation bearings

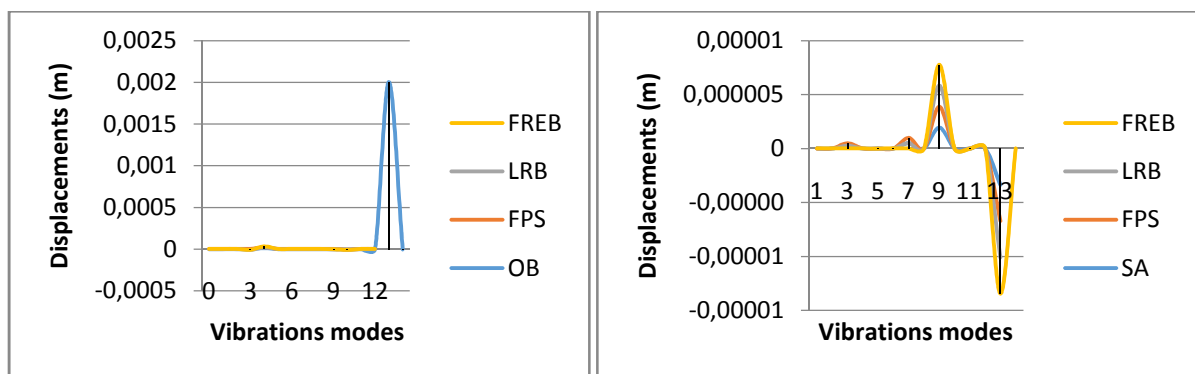
Bearing Model	Rotational Inertia (Kgm ²)	Mass (Kg)	Weight (KN)	Diameter (m)	Effective Stiffness K _{eff} (KN/m)	Effective Damping ζ (%)
LRB	1,82x10E10	84	845	0,8	2477	30
FPS	1,1x10E10	68	687	0,7	2000	10
FREB	8x10E9	20	200	0,5	545	44,2

4. Results and discussion

SAP2000 structural analysis software is capable of Time History Analysis, including Multiple Base Excitation. In this work twelve vibration modes were taken into account in the bridge response analysis, the comparison results is between the isolated and non isolated structures. As illustrated in Table 3 the presence of aseismic bearings has a considerable effect on the fundamental period of vibration of the structure for all kinds of bearings with a little difference between the period increasing values (66%) LRB bearing, (23%) for the FPS bearing and (77%) for FREB composite type which confirms the high effectiveness of composites materials in period of vibrations lengthening in such civil structures.

Table 3. Natural vibration period of the isolated and non isolated bridge model

Vibration Mode	Period of Vibration			
	OB	LRB	FPS	FREB
1	0,553148	0,919365	0,681502	0,980125
2	0,553138	0,553138	0,553138	0,609594
3	0,220941	0,553127	0,553109	0,553109
4	0,219809	0,220941	0,220941	0,220941
5	0,193147	0,219809	0,219809	0,219809
6	0,193143	0,193143	0,193143	0,193143
7	0,098952	0,193142	0,193142	0,193142
8	0,098951	0,098951	0,098951	0,098951
9	0,06629	0,09895	0,09895	0,09895
10	0,066257	0,06629	0,06629	0,06629
11	0,061753	0,066257	0,066257	0,066257
12	0,061752	0,061752	0,061752	0,061752



Longitudinal direction

Transverse direction

Figure 7. Bearing displacements (get from SAP2000 modeling)

Moreover, and as shown in Figure.7, the displacement of the isolation bearing is significantly reduced in longitudinal direction for all vibration modes. In the case of the transverse direction it's obvious that the FREB bearing represents the highest value of displacement which justifies the capability of the bearing to move and protect the structure from damaging effects.

5. Conclusion

This research work sheds light on recent and economical techniques for bridge protection against several damages and collapse due to vibrations transmitted from ground motion in the case of several earthquakes. The study discusses the effectiveness of the employment of isolation bearings in bridges construction in particular cable stayed bridges and proposes a new type of aseismic bearings based on composites materials. Further, a comparative study on isolated bridges against dynamic natural and human induced vibration was conducted where the most emphasis was put on the time variation of base shear and bearing displacements. The results show that the base shear in the pylons is significantly reduced for the isolated system as compared to the non isolated system in both directions of the bridge for all attitudes except the bearing location in order to protect the structure from damaging. Finally, bridge fundamental period is significantly increased using isolation devices with a higher rate in the case of FREB bearing as compared to the LRB and the FPS bearings; which indicates that the use of aseismic systems is effective in reducing the dynamic response of the bridge.

References

- [1]MULLIGAN, K.J., Experimental and Analytical Studies of Semi-Active and Passive Structural Control of Buildings, University of Canterbury, New Zealand, 2007
- [2]ARMENIAN H. K., MELKONIAN A. K., HOVANESIAN A. P., *Long-Term Mortality and Morbidity Related to Degree of Damage Following the Earthquake in Armenia*, American Journal of Epidemiology, Vol 148(11),pp.1077–84, 1998
- [3]DATTA, T. K., Seismic Analysis of Structures, Indian Institute of Technology Delhi, India, 2010
- [4]SUN, Y.Q., DHANASEKAR, M., *A Dynamic Model for the Vertical Interaction of the Rail Track and Wagon System*, International Journal of Solids and Structures, Vol 39(5),pp.1337–1359, 2002
- [5]MEISENHOLDER, S. G. and WEIDLINGER, P., *Dynamic Interaction Aspects of Cable-Stayed Guideways for High Speed Ground Transportation*, Journal of dynamic Systems, Measurement and Control, ASMS, Vol74 -Aut-R,pp. 180-192, 1974
- [6]Ministry of Transport of the Peoples Republic of China, Guidelines for Seismic Design of Highway Bridges, JTG/T B01-01- 2008, Beijing, 2008 (in Chinese)
- [7]KAPPOS, A. J., Dynamic Loading and Design of Structures, Spon Press, New York, USA, 2002
- [8]KELLY, J.M., Earthquake-Resistant Design with Rubber, 2nd Edition, Springer-Verlag, London, 1996
- [9]TIMOSHENKO, S. and YOUNG, D.H., Engineering Mechanics, *2nd Edition*, McGraw-Hill Book Company, Ventura, CA, U.S.A, 1940
- [10]NICOS, M and CAMERON, J. B., *Dimensional Analysis of Bilinear Oscillators under Pulse-Type Excitations*, Journal of Engineering Mechanics, Vol 130:9, pp1019, 2004
- [11]EYRE, R. and TILLY, G. P., *Damping Measurements on Steel and Composite Bridges*, Transport and Road Research Laboratory Supplementary Report 275, Symposium on Dynamic Behavior of Bridges, Crowthorne, England, May 19, pp. 22-39, 1977



Heterogeneous Multiscale Method for Composite Materials and Probability-Based Explanation of Size Effect in Localized Failure

Adnan Ibrahimbegovic¹,

¹ Université de Technologie de Compiègne – Sorbonne Universités – Chaire de Mécanique, Laboratoire Roberval, Rue Personne de Roberval, 60203 Compiègne, France, adnan.ibrahimbegovic@utc.fr "

Abstract :

In this work we review the main issue pertinent to evaluation of integrity and durability of large structures built of heterogeneous composite materials. The applications concern the domain of energy production, with both currently dominant French systems (nuclear power plants) and the future renewable energy sources (giant offshore wind turbines), as well as the transportation domain (large aeroplanes built of composites, as alternative to Boeing 787 Dreamliner). The common feature of these problems is shear structural size and excessive cost which exclude the full experimental validation of the structure integrity and safety. We show that the state-of-the-art advances in heterogeneous multiscale methods can be brought to bear upon this class of problems, providing the full understanding of the potential failure modes of the given system, along with the very detailed simulation of extreme conditions brought by man-made and natural hazards . We also show that such advanced state of computational methods can be successfully combined with probability computations in order to provide a detailed interpretation of tests on structures under heterogeneous stress field. The proposed approach offers a clear explanation of the size effect, which implies that the structure size changes the dominant failure modes.

1. Introduction

This paper deals with important challenge on quantifying durability, life-time integrity and safety against failure of massive composite structures under extreme conditions. The illustrative applications come from the area of energy production systems, with both currently dominant nuclear source in terms of nuclear power plant or renewable energy sources in terms of giant wind turbines, as well as from the domain of transportation in terms of the European answer to currently largest plane entirely built of composites, Boeing 787 Dreamliner (see Figure 1). Special attention is given to costly massive structures with 'irreplaceable' components, which are characterized by a number of different failure modes that require the most detailed description and interaction across the scales. We would like to significantly improve the currently dominant experimental approach, and thus accelerate innovations in this domain. Yet, this cannot be done only by experiments, due to the sheer size of the structure, and often a prohibitively high cost and time delay related to such experiments.



Figure 1. Integrity and durability of (costly) massive composite structures: a) nuclear power plant both existing PWR and new EPR systems - stringent requirement on waterproof containment structure of CBFRC composites; b) (European answer to) Boeing 787 Dreamliner, the most fuel-efficient aircraft built of CFRP composites – new requirement on no-return-to-hub for crack reparation; c) large offshore wind-turbine with CFRP composites blades and deep-sea CBFRC composites support – requirement of durability and integrity to guarantee operational capabilities under extreme weather conditions for the largest possible offshore turbine blades (larger than A380 wings span).

2. Main Objectives

The main objective is development of novel Heterogeneous² Multiscale Method capable of representing strain field heterogeneities induced by evolution (and interaction) of localized failure mechanisms in massive structure, pertaining to micro scale (FPZ-fracture process zone), macro scale including softening (macro cracks) and non-local macro scale (bond-slip for long fiber reinforcement). The objective of Heterogeneous² Multiscale Method is also to provide capabilities for quantifying the risk of premature localized failure through probability description of initial defects (microstructure heterogeneity) and uncertainty propagation through scales. The novel scientific concept to be explored pertains to multiscale formulation and solution of coupled nonlinear mechanics-probability problem replacing the standard homogenization approach that can only provide average (deterministic) properties of heterogeneous composites. This concept is of interdisciplinary nature with Mechanics (defining probability distribution) and Applied Mathematics (providing uncertainty propagation) combined in order to capture the influence of heterogeneities and fine scale defects on premature failure.

The most important challenge concerns the ability to provide the sound, probability-based explanation of size effect (with different failure modes observed for different size specimens and real structure built of the same composite materials). The biggest potential gain concerns changing the validation procedures for massive structures that are beyond the size suitable for testing at present. The scientific gains concern providing the Heterogeneous² Multiscale Method that connects computations with design studies (optimization), testing (identification) and safety verification (monitoring) of massive composite structures. The scientific gains also concern further placing the proposed method within multiphysics framework, along with the original use of goal oriented error estimates to provide sufficiently reliable interpretation of extreme conditions (e.g. fluid or heat flow) and the code-coupling software implementation to quickly integrate existing simulation codes within such a framework.

The main technological gain is in development of the open source computational tools that can speed-up testing, decision-making and innovation in complex composite systems. Two model problems of composites with great application potential will be examined. First pertains to cement-based fiber reinforced (CBFR) composites, which will allow for validation of our method against recently completed experimental program in French excellence project

ECOBA. Second model of carbon fiber reinforced polymers (CFRP) that can be validated in collaboration with center for composites testing at Université Technologie Compiègne.

Further details are given in our recent works (Ibrahimbegovic et al. [1.17]).

3. Bibliographie

- [1] Ibrahimbegovic A., D. Markovic, Strong coupling methods in multi-phase and multi-scale., *Comp. Meth. Appl. Mech. Eng.*, 192, 3089-3107, (2003)
- [2] Ibrahimbegovic A., D. Brancherie, Combined hardening and softening constitutive model for plasticity: precursor to localized failure, *Comp. Mech.*, 31, 88-100, (2003)
- [3] Ibrahimbegovic A., A. Delaplace, Microscale and mesoscale discrete models for dynamic fracture of structures, *Comp. Struc.*, 81, 1255-1265, (2003)
- [4] Ibrahimbegovic A., D. Markovic, F. Gatuingt, Constitutive Model of Coupled Damage-Plasticity and Its Numerical Implementation, *Revue euro. élém. finis*, 12, 381-405, (2003)
- [5] Ibrahimbegovic A., C. Knopf-Lenoir, A. Kucerova, P. Villon, Optimal design and optimal control of structures undergoing finite rotations, *Int. J. Num. Meth. Eng.*, 61, 2428-2460, (2004)
- [6] Ibrahimbegovic A., I. Gresovnik, D. Markovic, S. Melnyk, T. Rodic, Shape optimization of two-phase material with microstructure, *Eng. Comp.*, 22, 605-645, (2005)
- [7] Ibrahimbegovic A., S. Melnyk, Embedded discontinuity finite element method for modeling of localized failure in heterogeneous materials with structured mesh: an alternative to extended finite element method, *Comp. Mech.*, 40, 149-155, (2007)
- [8] Ibrahimbegovic A., P. Jehel, L. Davenne, Coupled damage-plasticity model and direct stress interpolation, *Comp. Mech.*, 42, 1-11, (2008)
- [9] Ibrahimbegovic A., G. Herve, P. Villon, Nonlinear impact dynamics and field transfer suitable for parametric design studes, *Eng. Comput.*, 26, 185-204, (2009)
- [10] Ibrahimbegovic A., A. Kucerova et al., 'CE structures: multiscale damage representation, identification..', in 'Damage asses.', Springer, 1-28, (2009)
- [11] Ibrahimbegovic A., *Nonlinear Solid Mechanics: Theoretical Formulations and Finite Element Solution Methods*, Springer, (2009)
- [12] Ibrahimbegovic A., A. Boulkertous, L. Davenne, Modeling of reinforced-concrete structures providing crack-spacing based on XFEM, ED-FEM and novel operator split solution procedure., *Int. J. Num. Meth. Eng.*, 83, 452-481, (2010)
- [13] Ibrahimbegovic A., A. Boulkertous, L. Davenne, M. Muhasilovic, A. Pokrklic, 'On modeling of fire resistance tests on concrete and reinforced-concrete structures', *Computers and Concrete*, vol 7. No. 4, 285-301, (2010)
- [14] Ibrahimbegovic A., J.B. Colliat, M. Hautefeuille, D. Brancherie, S. Melnyk, Probability based size effect representation for failure of civil engineering structures built of heterogeneous materials, in (eds. M. Papadrakakis, M. Fragiadakis, G. Stefanou), 'Computational Methods in Stochastic Dynamics', Springer, Berlin, 289-311, (2011)
- [15] Ibrahimbegovic A., H.G. Matthies, Probabilistic Multiscale Analysis of Inelastic Localized Failure in Solid Mechanics, *Comp. Assis. Meth. Eng. Sci.*, 19, 277-304, (2012)
- [16] Ibrahimbegovic A., R. Niekamp, C. Kassiotis, D. Markovic, H. Matthies, Code-coupling strategy for efficient development of computer software in multiscale and multiphysics nonlinear evolution problems in computational mechanics, *Advances Eng. Software*, 72, 8-17, (2014)
- [17] Ibrahimbegovic A., A. Boujelben, Long-term simulation of large wind turbine structure for distributed loading describing long-term wind loads for preliminary design, *Coupled Systems Mechanics*, 7, 233-254, (2018)

Effet de différentes microstructures avec un même niveau de dureté sur le comportement tribologique d'un acier faiblement allié

Effect of different microstructures with the same hardness level on the tribological behaviour of a low alloy steel

A. Jourani^{1*}, C. Trevisiol¹, S. Bouvier¹

¹ Sorbonne Universités, Université de technologie de Compiègne, CNRS, UMR 7337 Roberval, Centre de recherche Royallieu - CS 60 319 - 60 203 Compiègne cedex, France.
E-mail: abdeljalil.jourani@utc.fr

Résumé

Le comportement tribologique de différentes microstructures, pour une même macro-dureté (410H_V), est étudié. Des microstructures martensitiques trempées et revenues et des microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite, pour différentes morphologies de colonies de martensite, sont élaborées à partir de l'acier faiblement allié 25CD4 par divers traitements thermiques. Des essais de frottement sont effectués entre le pion en acier traité thermiquement et un papier abrasif pour différentes rugosités. Pour toutes rugosités, les microstructures dual-phase améliorent la résistance au frottement et à l'usure. Plus particulièrement, les microstructures dual-phase présentant des colonies de martensite équiaxes et de tailles importantes minimisent le coefficient de frottement et le taux d'usure.

Mots Clés : Microstructure, Usure abrasive, Frottement, Taille de particule abrasive.

Abstract

The tribological behaviour of different microstructures, for a similar macro-hardness (410H_V), is investigated. Quenched and tempered martensitic microstructures and ferrite-martensite dual-phase microstructures, with different martensite colony morphologies, are elaborated from the low alloy steel 25CD by various heat treatments. Friction tests are performed between this steel pin and an abrasive paper with different roughness. Whatever the roughness, it is shown that the ferrite-martensite dual-phase microstructures enhance the friction and wear resistance. More particularly, for the ferrite-martensite dual-phase specimens, the coarse and equiaxed martensite colonies minimize the friction coefficient and the wear rate.

Keywords : Microstructure, Abrasive wear, Friction, Abrasive particle size.

1. INTRODUCTION

Dans le cadre de nombreuses applications industrielles, une meilleure compréhension de l'effet de la rugosité sur le comportement au frottement et à l'usure contribue à augmenter la durée de vie des composants mécaniques et à diminuer les pertes d'énergie. Pour cela, des études visent à déterminer la rugosité optimale, caractérisée par une taille particulière de particules abrasives, qui minimise le coefficient de frottement et le taux d'usure [1-6]. Néanmoins, la prise en compte des propriétés des matériaux dans ces études manque cruellement [1-2].

La dureté correspond à la propriété des matériaux généralement utilisée pour contrôler le comportement tribologique [8-9]. Comme décrit par la loi d'Archard, le taux d'usure diminue à mesure que la dureté augmente. Néanmoins, la composition chimique et la microstructure jouent également des rôles importants [4-7]. En raison d'une dureté élevée, les aciers martensitiques présentent une meilleure résistance à l'usure que les aciers bainitiques, perlitiques et ferritiques. Cependant, cette dureté élevée s'accompagne également d'une haute fragilité pouvant être pénalisante pour les applications ciblées. Ainsi, il y a un réel enjeu à trouver des structures moins fragiles en développant des microstructures présentant de meilleures combinaisons entre ténacité et ductilité. Par exemple, des microstructures de type dual-phase, avec de la ferrite ductile et de la martensite dure [7], et des microstructures revenues présentent des propriétés mécaniques intéressantes.

Dans la littérature, les comportements tribologiques de différentes microstructures sont étudiés mais uniquement en se focalisant sur l'usure, au travers du taux d'usure, et sans fixer la dureté et/ ou la composition chimique. La première originalité de cet article est d'étudier l'effet des microstructures avec le même niveau de dureté et la même composition chimique sur le comportement au frottement et les mécanismes d'usure d'un acier faiblement allié. La deuxième originalité consiste à étudier les effets combinés de la microstructure et de la rugosité sur le comportement tribologique de cet acier.

2. MATERIAU ET PROCEDURE EXPERIMENTALE

Cette étude vise à investiguer le comportement tribologique de l'acier faiblement allié 25CD4. Le tableau 1 présente la composition chimique de cet acier. Pour cela, cinq pions cylindriques, de 10mm de diamètre et de longueur, ont été usinés à partir d'une tige de cet acier.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.22-0.29	≤0.40	0.40-0.90	≤0.035	≤0.035	0.9-1.20	0.15-0.30

Tab. 1 Composition chimique de l'acier 25CD4

Ces pions subissent différents traitements thermiques afin de générer diverses microstructures composées de trois microstructures de type dual-phase (DP1, DP2 et DP3) contenant de la martensite et de la ferrite, une microstructure martensitique trempée (MT) et une microstructure martensitique revenue (MR).

En premier lieu, les microstructures dual-phase sont obtenues en utilisant trois différents cycles de traitements thermiques dans le but de faire varier la morphologie des colonies de martensite. La première microstructure dual-phase DP1 est obtenue suite à une austénitisation (à 900°C pendant 30 minutes) suivie par un recuit intercritique (à 725°C pendant 3 minutes) refroidi brutalement lors d'une trempe à l'eau. La deuxième microstructure dual-phase DP2 est obtenue suite à une austénitisation (à 900°C pendant 30 minutes) suivie par un refroidissement lent. Puis, le pion subit un recuit intercritique (à 790°C pendant 17 minutes) s'achevant par un refroidissement brutal lors d'une trempe à l'eau. La troisième microstructure dual-phase DP3 est obtenue suite à une austénitisation (à 900°C pendant 30 minutes) refroidie brutalement lors d'une trempe à l'eau. Puis, le pion subit un recuit intercritique (à 790°C pendant 12 minutes 30) s'achevant par un refroidissement brutal lors d'une trempe à l'eau.

En second lieu, l'obtention de la microstructure martensitique trempée MT se fait à partir d'un traitement thermique s'initiant par une austénitisation (à 1100°C pendant 2 heures) suivie par une trempe à l'eau.

En dernier lieu, l'obtention de la microstructure martensitique revenue MR se fait à partir d'un traitement thermique s'initiant par une austénitisation (à 900°C pendant 30 minutes) suivie par une trempe d'eau puis un revenu (à 400°C pendant 2 heures).

Des essais de frottement à sec sont effectués entre le pion en acier et un papier abrasif selon une configuration pion-plan et un mouvement rectiligne alternatif à température ambiante (23 ° C) dans l'air pour une humidité relative de 50 à 60%. Ainsi, le tribomètre Plint TE77, dont le descriptif est mentionné dans l'étude de Trevisiol et al. [6], est utilisé. Les papiers abrasifs utilisés sont constitués de particules abrasives de carbures de silicium (SiC) pour des tailles de 15 µm, 35 µm et 200 µm. La variation de la taille de particules abrasives permet d'étudier l'effet de rugosité sur le comportement au frottement et à l'usure des pions traités thermiquement. Ces essais de frottement sont effectués pour un chargement de 50N, une vitesse linéaire de 0,06 m/s et une fréquence de 2 Hz. La distance totale parcourue est de 18m pour une longueur de course de 15mm.

Pour chaque configuration, trois essais de frottement sont réalisés à partir desquels les valeurs moyennes de coefficients de frottement et de taux d'usure sont déterminées. D'une part, le coefficient de frottement est calculé pour l'état stationnaire de l'essai. D'autre part, après avoir nettoyé aux ultrasons les pions en acier traités thermiquement avec de l'éthanol pendant 10 min, les masses des pions sont mesurées avant et après chaque essai de frottement. Puis, le taux d'usure est calculé à partir de ces pertes de masse mesurées en utilisant une balance de lecture directe (avec une échelle minimale de 0,1 mg). Le taux d'usure est calculé comme le rapport entre le volume perdu cumulatif et la distance totale parcourue estimée à 18m.

Les microstructures initiales, les surfaces usées des pions en acier et des papiers abrasifs sont également analysées. Ainsi, un Microscope Electronique à Balayage MEB-FEG Zeiss SigmaTM est utilisé à 15kV pour les microstructures initiales et les surfaces usées des pions en acier et à 2kV pour les surfaces usées des papiers abrasifs. Pour les microstructures de type dual-phase, composée de ferrite et de martensite, les fractions volumiques de martensite sont déterminées par traitement d'image à l'aide du logiciel ImageJ à partir de dix micrographies. Pour une charge de 10kg, un indenteur de type vickers est utilisé pour caractériser la macro-dureté de chaque microstructure. Les mesures sont réalisées sur 10 différents emplacements et sont moyennées.

3. ELABORATION DES MICROSTRUCTURES PAR TRAITEMENTS THERMIQUES

La figure 1 présente les micrographies des microstructures générées. Ces cinq microstructures présentent des macro-duretés assez similaires autour de $410H_v \pm 5$.

Les microstructures dual-phase, composées de ferrite et martensite, se caractérisent par diverses morphologies de colonies de martensite dépendant de la microstructure précédente le recuit intercritique [4,7;12-14]. Concernant la première microstructure dual-phase DP1 (figure 1a), les traitements thermiques d'austénitisation suivie d'un recuit intercritique à 725°C conduisent à la nucléation et à la croissance de la ferrite aux joints des anciens grains d'austénite. Ensuite, la trempe à l'eau entraîne la transformation de l'austénite inchangée en martensite. La microstructure finale présente des colonies de martensite équiaxes et de tailles importantes entourées de ferrite. Concernant la deuxième microstructure dual-phase DP2 (figure 1b), les traitements thermiques d'austénitisation suivie d'un refroidissement lent conduisent à la formation d'une microstructure composée de ferrite hypo-eutectoïde et de perlite. Ensuite, lors du recuit intercritique à 790°C, la nucléation de l'austénite s'effectue aux interfaces entre la ferrite et les carbures au sein des colonies de perlite. À mesure que les carbures se dissolvent, l'austénite croît dans ces carbures. Après la trempe à l'eau finale, la microstructure résultante présente des colonies de martensite équiaxes réparties le long des joints de grains de la ferrite. Dans ce cas, les colonies de martensite sont plus petites que pour la première microstructure dual-phase DP1. Concernant la troisième microstructure dual-phase DP3 (figure 1c), les traitements thermiques d'austénitisation suivie d'une trempe à l'eau conduisent à une microstructure martensitique. Ensuite, lors du recuit intercritique à 790°C, la nucléation et la croissance de l'austénite et de la ferrite aux joints des anciens grains d'austénite et des lattes de martensite s'effectuent. Après la trempe à l'eau finale, la microstructure résultante présente des colonies de martensite fines et fibreuses au sien d'une

matrice ferritique. Enfin, les fractions volumiques de martensite des microstructures dual-phase DP1, DP2 et DP3 sont assez similaires et sont respectivement de $67\pm 2\%$, $69\pm 3\%$ et $65\pm 3\%$.

La microstructure martensitique trempée MT (figure 1d) se caractérise par des lattes de martensite regroupées en paquets. En effet, après une austénitisation suivie d'une trempe à l'eau, la microstructure austénitique se transforme en une microstructure composée de martensite et d'une faible teneur en austénite résiduelle.

La microstructure martensitique revenue MR (figure 1d) présente des lattes de martensite, appauvries en carbone, et des carbures fins [10]. En outre, à mesure que la température et le temps d'austénitisation augmentent, la taille des grains d'austénite augmente [11]. Ainsi, la microstructure martensitique revenue MR présente des tailles des anciens grains d'austénite plus faibles que celles de la microstructure martensitique trempée MT.

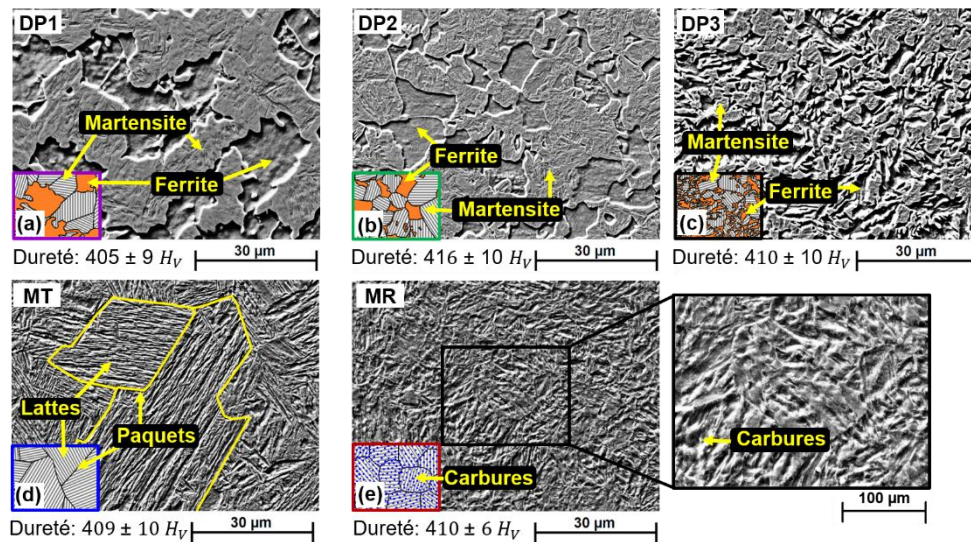


Fig. 1 : Micrographies et représentations schématiques des microstructures (a) DP1, (b) DP2, (c) DP3, (d) MT et (e) MR

4. RESULTATS

Pour les différentes microstructures, la figure 2 montre l'évolution du coefficient de frottement et du taux d'usure en fonction de la taille de particules abrasives. Il est montré qu'une taille intermédiaire de particules abrasives d'environ $35\ \mu\text{m}$ minimise le coefficient de frottement. Néanmoins, le coefficient de frottement de la microstructure dual-phase DP1 est minimisé par la plus petite taille de particules abrasives de $15\ \mu\text{m}$. Le taux d'usure, quant à lui, est minimisé par la plus petite taille de particules abrasives de $15\ \mu\text{m}$ pour toutes microstructures. Puis, le taux d'usure augmente avec la taille de particules abrasives. De plus, par rapport à la microstructure martensitique trempée MT et à la microstructure martensitique revenue MR, les microstructures dual-phase minimisent le coefficient de frottement et le taux d'usure.

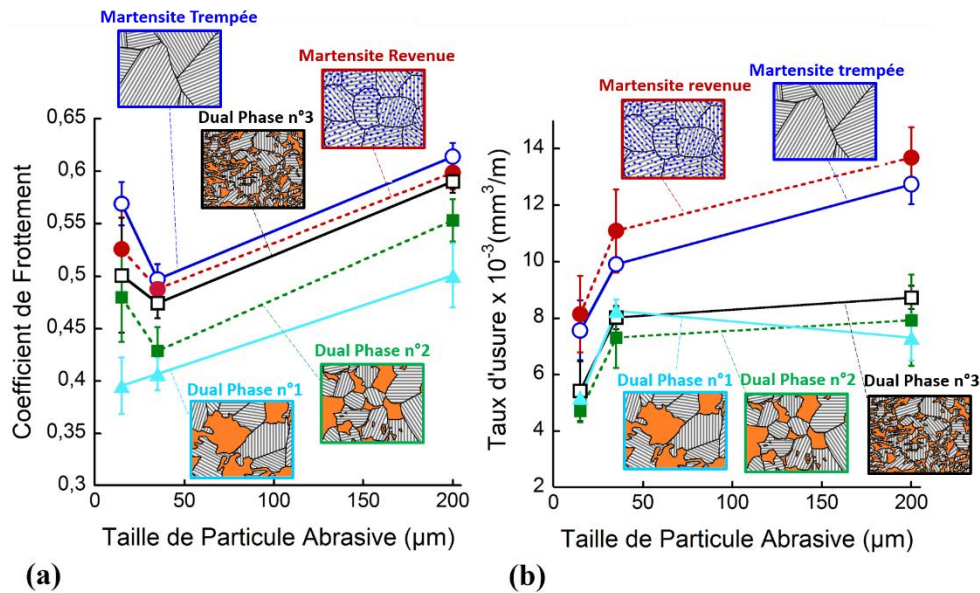


Fig. 2 : Evolution du (a) coefficient de frottement et du (b) taux d'usure en fonction de la taille de particules abrasives

Pour analyser l'effet des microstructures et de la taille de particules abrasives, la figure 3 montre les observations MEB des surfaces usées des papiers abrasifs pour des tailles de particules abrasives de 200 μm, de 35 μm et 15 μm pour la microstructure martensite trempée MT et la microstructure dual-phase DP1.

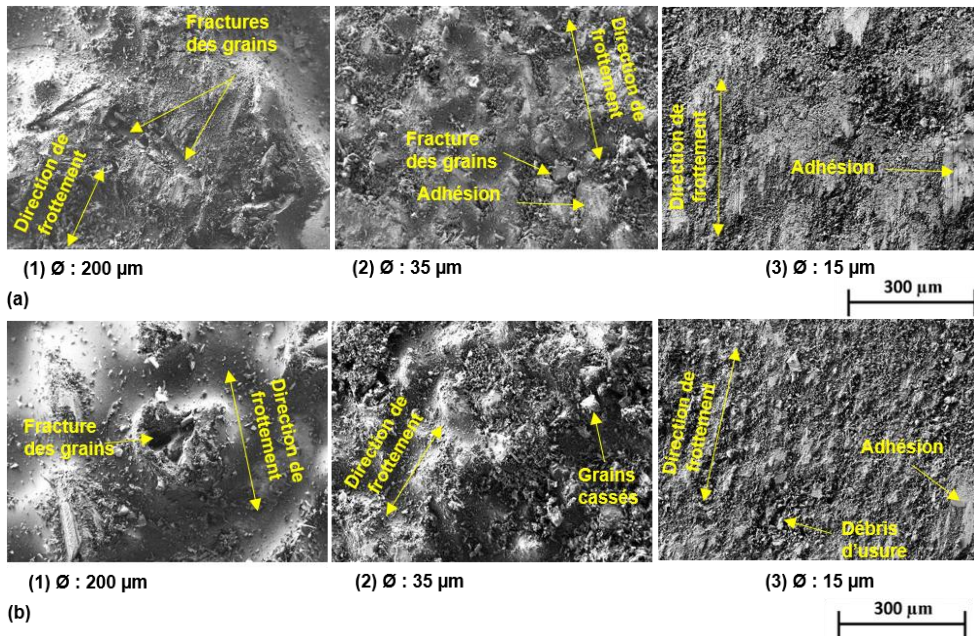


Fig. 3 : Micrographies des surfaces usées des papiers abrasifs pour différentes tailles de particules abrasives Ø dans le cas de la (a) microstructure martensitique trempée MT et de la (b) microstructure dual phase DP1

5. DISCUSSIONS

La figure 4 montre une représentation schématique des conclusions obtenues sur l'effet des microstructures sur le comportement au frottement et à l'usure en fonction des tailles de particules abrasives.

Concernant les microstructures dual-phase, la martensite, plus riche en carbone et plus dure que celles de la microstructure martensitique revenue MR et de la microstructure martensitique trempée MR [7;15-18], contribue à minimiser le coefficient de frottement et le taux d'usure. Cette tendance est valable pour toutes tailles de particules abrasives. Par conséquent, la martensite des microstructures dual-phase supporte une pression plus élevée et présente des profondeurs de pénétration des grains abrasifs et des déformations plastiques plus faibles que pour les deux autres microstructures étudiées. Pour les particules abrasives de tailles importantes, les observations MEB révèlent principalement des mécanismes d'usure de coupe pour la microstructure dual-phase DP1. Dans le cas de la microstructure martensitique trempée MT, la surface usée du papier abrasif révèle également des mécanismes d'usure de coupe ainsi que de l'adhésion des débris d'usure sur les sommets des particules abrasives, ce qui entraîne une augmentation de la surface de contact et du coefficient de frottement [1;4].

Concernant les microstructures dual-phase, comparées aux colonies de martensite fines et fibreuses (DP3), les colonies de martensite équiaxes et de tailles importantes (DP1) minimisent le coefficient de frottement. Les colonies de martensite équiaxes et de tailles importantes (DP1), en supportant la majorité de la charge, sont moins déformées plastiquement que les colonies de martensite fines et fibreuses [7]. De plus, l'effet des morphologies des colonies de martensite sur le taux d'usure augmente avec la taille de particules abrasives. Pour des particules abrasives de petites tailles de 15 et 35 μm , ce dernier effet est négligeable. En revanche, pour des particules abrasives de tailles importantes de 200 μm , l'effet des morphologies des colonies de martensite sur le taux d'usure tend à suivre la même tendance que le coefficient de frottement. Ainsi, les colonies de martensite équiaxes et de tailles importantes (DP1) améliorent à la fois le comportement au frottement et à l'usure.

Concernant les deux autres microstructures, la microstructure martensitique revenue MR présente un taux d'usure supérieur et un coefficient de frottement inférieur à celui de la microstructure martensitique trempée MT. Ainsi, dans le cas microstructure martensitique revenue MR par rapport à la microstructure martensitique trempée MT, la présence de carbures, de lattes martensitiques appauvries en carbone et de plus petits anciens grains d'austénite contribuent à diminuer le coefficient de frottement et à augmenter le taux d'usure.

Des précédents travaux [1; 4] ont montré que la minimisation du coefficient de frottement pour une taille optimale de particules abrasives est due à la transition entre des mécanismes d'usure adhésifs et abrasifs. En effet, pour des particules abrasives de tailles importantes, une prédominance des mécanismes d'usure abrasifs, caractérisé par des fractures des particules abrasives, conduit à la hausse du coefficient de frottement [1-2;4]. Pour des petites particules abrasives, les débris d'usure d'acier s'accumulent autour des particules abrasives produisant de l'adhérence [12] et une hausse du coefficient de frottement. Néanmoins, il en ressort que la taille optimale de particules abrasives dépend de la microstructure. En effet, pour la microstructure dual-phase DP1, le coefficient de frottement est minimisé pour une taille de particules abrasives de 15 μm . En revanche, les quatre autres microstructures présentent un coefficient de frottement minimisé pour une taille supérieure de particules abrasives de 35 μm . Ainsi, la transition entre des mécanismes d'usure abrasifs et adhésifs est étroitement liée à la taille de particules abrasives mais également à la microstructure.

En revanche, avec l'augmentation de la taille de particules abrasives, la hausse du taux d'usure s'associe à une prédominance des mécanismes d'usure de coupe et une augmentation du nombre des débris d'usure. Comme énoncé dans des précédents travaux [19-22], à mesure que la taille de particules abrasives augmente jusqu'à une taille critique, le taux d'usure augmente puis se stabilise. Ainsi, les microstructures dual-phase présentent une taille critique aux alentours de 35 μm . En revanche, la microstructure martensitique trempée MT et la microstructure martensitique revenue MR présentent des valeurs de tailles critiques supérieures à celle des microstructures dual-phase. Ainsi, la microstructure impacte la taille critique de particules abrasives.

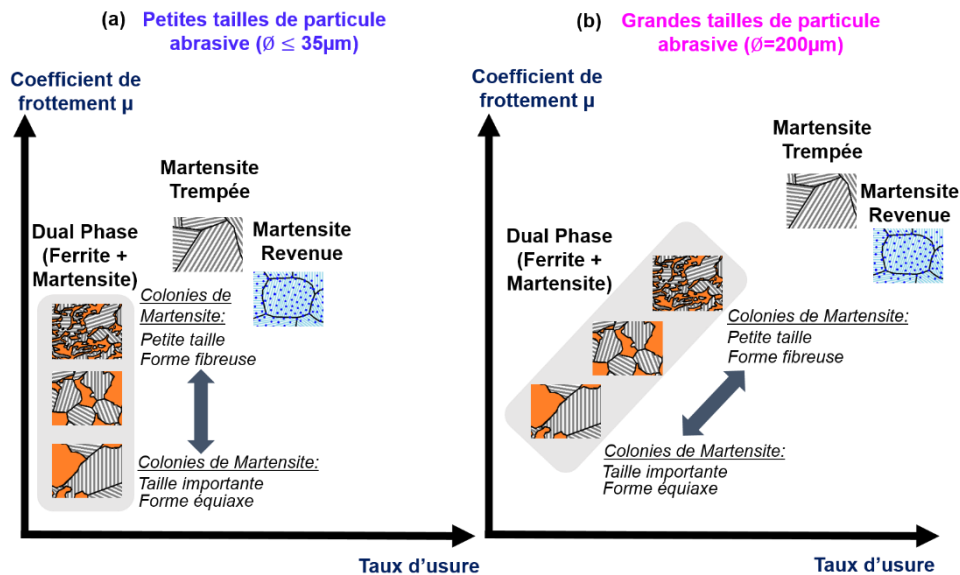


Fig. 4 : Représentation schématique du comportement au frottement et à l'usure de différentes microstructures dans le cas de (a) petites et de (b) grandes tailles de particules abrasives

6. CONCLUSIONS

Pour un même niveau de dureté (d'environ $410H_v$) et une même composition chimique, diverses microstructures sont générées à partir de différents traitements thermiques. L'objectif principal est d'analyser les effets combinés de la taille de particules abrasives et de la microstructure sur les comportements au frottement et à l'usure. Par conséquent, des essais de frottement à sec sont effectués entre ces pions traités thermiquement contre un papier abrasif pour différentes tailles de particules abrasives. L'effet de la rugosité sur le comportement tribologique en utilisant différentes tailles de particules abrasives est ainsi étudié. Les principaux résultats sont les suivants:

- Comparées à une microstructure martensitique trempée et à une microstructure martensitique revenue pour toutes tailles de particules abrasives, les microstructures dual-phase composées de ferrite et de martensite minimisent le coefficient de frottement et le taux d'usure.
- Concernant les microstructures dual-phase et pour toutes tailles de particules abrasives, les morphologies des colonies de martensite influencent le comportement au frottement et à l'usure. En effet, les colonies de martensite équiaxes et de tailles importantes minimisent le coefficient de frottement et le taux d'usure. En revanche, les colonies de martensite fines et fibreuses détériorent le comportement au frottement et à l'usure.
- Généré par une transition des mécanismes d'usure entre l'abrasion et l'adhésion, le coefficient de frottement est minimisé pour une taille optimale de particules abrasives. Néanmoins, la microstructure impacte cette taille optimale de particules abrasives entraînant des évolutions différentes de coefficient de frottement.
- Le taux d'usure augmente avec la taille et l'angle d'attaque des particules abrasives jusqu'à se stabiliser à partir d'une taille critique de particules abrasives. Néanmoins, les microstructures dual-phase minimisent cette taille critique de particules abrasives.

7. REFERENCES

- [1] Jourani A., Bouvier S., « Friction and wear mechanisms of 316L stainless steel in dry sliding contact: effect of abrasive particle size », *Tribol Trans*, 58 (1) (2015) 131–139.
- [2] Jourani A., Hagege B., Bouvier B., Bigerelle M., Zahouani H., « Influence of abrasive grain geometry on friction coefficient and wear rate in belt finishing », *Tribol. Int.*, 59 (2013) 30–37.
- [3] Coronado J.J., Rodríguez S.A., Sinatora A., « Effect of particle hardness on mild–severe wear transition of hard second phase materials », *Wear*, 301 (2013) 82–88.

- [4] Trevisiol C., Jourani A., Bouvier S., « Effect of martensite volume fraction and abrasive particles size on friction and wear behaviour of a low alloy steel », *Tribol. Int.*, 113 (2017) 411-425.
- [5] Zum Gahr K.-H., *Microstructure and Wear of Material*, Tribology Series, Vol. 10, Elsevier, Amsterdam, 1987.
- [6] Trevisiol C., Jourani A., Bouvier S., « Effect of hardness, microstructure, normal load and abrasive size on friction and on wear behaviour of 35NCD16 steel », *Wear*, (2017) In press.
- [7] Xu X., Van der Zwaag S., W. Xu., « The effect of ferrite-martensite morphology on the scratch and abrasive wear behaviour of a dual phase construction steel », *Wear*, 348–349 (2016) 148–157.
- [8] Hokkirigawa K., Kato K., Li Z. Z., « The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels », *Wear*, 123, 1988, 241–251.
- [9] Khruschov M M., « Principles of abrasive wear », *Wear*, 28 (1974) 69–88.
- [10] Prawoto Y., Jasmawati N., Sumeru K., « Effect of Prior Austenite Grain Size on the Morphology and Mechanical Properties of Martensite in Medium Carbon Steel », *J. Mater. Sci. Technol.*, 28 (5) (2012) 461–466.
- [11] Speich G. R., Leslie W. C., « Tempering of steel », *Metall. Trans.*, 3 (5) (1972) 1043–1054.
- [12] De Pellegrin D. V., Torrance A. A., Haran E., « Wear mechanisms and scale effects in two-body abrasion », *Wear*, 266 (2009) 13–20.
- [13] Kim N. J., Thomas G., « Effects of morphology on the mechanical behavior of a dual phase Fe/2Si/0.1 C steel. », *Metall. Trans. A*, 12 (3) (1981) 483–489.
- [14] Bhowmick S., Show B. K., « Effect of prior heat treatment on wear behaviour of 0.23% carbon dual phase steel », *Can. Metall. Q.*, 53(1) (2014) 93–99.
- [15] Movahed P., Kolahgar S., Marashi S.P.H., Pouranvari M., Parvin N., « The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steel sheets », *Mater Sci Eng A*, 518 (2009) 1–6.
- [16] Calcagnotto M., Adachi Y., Ponge D., Raabe D., « Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging », *Acta Mater*, 59 (2011) 658–670.
- [17] Modi O.P., Pandit P., Mondal D.P., Prasad B.K., Yegneswaran A.H., Chrysanthou A., « High-stress abrasive wear response of 0.2% carbon dual phase steel: effects of microstructural features and experimental conditions », *Mater Sci Eng A*, 458 (2007) 303–311.
- [18] Tyagi R., Nath S.K., Ray S., « Effect of martensite content on friction and oxidative wear behavior of 0.42 Pct carbon dual-phase steel », *Metall Mater Trans A*, 33 (2002) 3479–3488.
- [19] Gåhlin R., Jacobson S., « The particle size effect in abrasion studied by controlled abrasive surfaces », *Wear*, 224(1) (1999) 118–125.
- [20] Misra A., Finnie I., « On the size effect in abrasive and erosive wear », *Wear*, 65 (1981) 359–373.
- [21] Rabinowicz E., Mutis A., « Effect of abrasive particle size on wear », *Wear*, 8 (1965) 381–390.
- [22] Coronado J.J., Sinatora A., « Effect of abrasive size on wear of metallic materials and its relationship with microchips morphology an



« Effet de la Fraction massique sur la Variation de la Viscosité pour une solution de nanotube de carbone à base du glycérol »

" LAHLOU Sara ¹," SEHAQUI Rachid ²," LAHLOU Nouha ³," OUAZZANI TOUHAMI Mohamed ⁴,

¹ " Université Hassan II de casablanca, Faculté des sciences Ain Chock, Laboratoire de Mécanique, Maroc, sara.lahlou20@gmail.com "

² " Université Hassan II de casablanca, Faculté des sciences Ain Chock, Laboratoire de Mécanique, Maroc, rsehaqui@gmail.com "

³ " Université Hassan II de casablanca, Faculté des sciences Ain Chock, Laboratoire de Mécanique, Maroc, nouhalahlou10@gmail.com "

⁴ " Université Hassan II de casablanca, Faculté des sciences Ain Chock, Laboratoire de Mécanique, Maroc, touazzani2014@gmail.com "

RÉSUMÉ :

Dans le domaine des transferts de chaleur, l'utilisation des propriétés de comportements rhéologiques inhérentes à des suspensions de nanoparticules dans des fluides caloporteurs fait l'objet depuis une trentaine d'années de plusieurs travaux. Notre étude concerne le cas particulier des suspensions de nanotubes de carbones multicouches (MNTCs) dans le glycérol. Nous mettons en évidence l'effet de la fraction massique φ des (MNTCs) sur la rhéologie des solutions pour $0.1\% \leq \varphi \leq 1\%$. Les résultats expérimentaux obtenus sont décrits par des modèles viscoplastiques pour lesquels la contrainte seuil augmente avec φ . Nous proposons ensuite une loi d'évolution polynomiale de la viscosité apparente en fonction de la fraction volumique pour chaque valeur du taux de cisaillement variant de $10s^{-1}$ et $80s^{-1}$.

1. Introduction

Les nanofluides sont des solutions colloïdales qui se composent essentiellement de particules de taille nanométrique dispersées dans un fluide de base qui est constitué d'une seule phase qui peut-être liquide ou gazeuse. Depuis une trentaine d'années, les travaux portant sur ces nanofluides ont connu un progrès considérable au vu des multiples possibilités de développement académiques et technologiques qu'ils génèrent.

Le contrôle de leurs propriétés revêt en effet une importance particulière pour l'optimisation de plusieurs phénomènes physiques dont notamment ceux liés au stockage d'énergie dans les matériaux [1], la conduction électrique ou encore les phénomènes liés au transfert thermique [3]. Cette optimisation représente aujourd'hui un enjeu technologique et économique majeur, Elle permet des innovations très prometteuses dans de nombreux domaines fondamentaux et porte sur des aspects qui peuvent être microscopiques (Fraction volumique, Fluide de base, Température...) ou encore macroscopiques comme ceux liés au comportement rhéologique.

L'étude du comportement rhéologique des suspensions de nanofluides est une démarche certes récente pour ces milieux mais elle devient de plus en plus nécessaire dans la recherche de ces optimisations. La corrélation entre ce comportement et les caractéristiques physico-chimiques s'avère être un moyen utile pour la caractérisation et le contrôle de ces suspensions.

Dans ce cadre, l'étude de l'effet de la fraction volumique des nanoparticules en suspension ou encore de leur taille ou de la nature du fluide de base utilisé sur la viscosité de cette solution a fait l'objet de plusieurs travaux. L.Chen [4] a constaté que le comportement du nanotube de carbone avec le glycérol est Newtonien pour différentes fractions volumiques [0,0.01]. D'autres travaux ont porté sur les propriétés rhéologiques des graphènes (Il s'agit d'un feuillet de carbone) dispersés dans le glycérol. Pour ce cas, M.B.Moghaddam [5] a mis en évidence leur comportement newtonien pour différentes fractions massiques [0.0025-0.02]. S.Halelfadl [6] a constaté que le comportement rhéologique des nanofluides est indépendant du type de surfactant utilisé et du rapport d'aspect.

Les expressions décrivant l'évolution de cette viscosité sont de nature empirique ou semi empirique basée en partie sur la relation d'Einstein [2]. Dans ce domaine, la viscosité de la suspension n'est plus essentiellement gouvernée par la viscosité du fluide de base et par la fraction volumique des suspensions mais elle dépend également de l'organisation optimale de cette fraction des suspensions à sec, caractérisée par la compacité maximale d'empilement granulaire ϕ_m . Trois relations sont fréquemment utilisées dans le domaine des suspensions concentrées (Mooney [7], Krieger-Dougherty [8], Quémada [9]) et diffèrent les unes des autres en fonction d'un ensemble de paramètres dont notamment la forme, la fraction volumique ou encore la nature du fluide de base....

Pour cette étude, nous considérons le cas d'un nanofluide résultant de la dispersion de Nanotube de carbone dans le glycérol. L'ajout de ces nanoparticules engendre une augmentation de la viscosité dynamique [6]. Au-delà des relations déjà décrites, cette modification peut être simplement modélisée en première approche par des modèles empiriques permettant de prédire l'évolution de la viscosité dynamique en fonction de la fraction volumique des nanoparticules.

Notre étude s'inscrit dans ce cadre et se fixe pour objectifs essentiels :

- La détermination des modalités d'élaboration des solutions de nanotubes de carbone dispersés dans le glycérol ainsi que les différents protocoles de mesure pour l'analyse du comportement rhéologique des suspensions.
- La mise en évidence de l'impact de la fraction volumique des nanoparticules en suspension sur le comportement rhéologique de cette solution à différentes concentrations.

- La mise en relation, pour le cas des suspensions à fraction massique supérieure à 0.5 entre les valeurs des viscosités apparentes pour des taux de cisaillement donnés et les valeurs des viscosités de ces suspensions déduites de formules empiriques. Nous proposons dans ce cadre une relation de type polynomiale.
- La mise en évidence de la viscoélasticité et la détermination de l'évolution de la fréquence critique (point de croisement du module de perte et de conservation) en fonction de la concentration.

2. Matériels et méthodes :

2.1 Matière première:

Le nanotube de carbone multicouche MWCNT (pureté > 95%) est défini par une longueur de 5 µm et un diamètre qui varie entre 6-9 nm. Le fluide de base utilisé est le glycérol (99.5% en poids) dans lequel les nanoparticules peuvent rester en suspension stable grâce à sa viscosité relativement importante et à la faible masse des nanoparticules [6]. Le choix de ce fluide est basé sur deux raisons ; d'une part, il est chimiquement inerte vis à vis du nanotube de carbone. D'autre part, aucun agent chimique ne sera utilisé pour stabiliser les nanoparticules en suspension dans le glycérol ce qui évite toute influence qui pourrait masquer les effets à étudier.

Un nanotube de carbone est une structure cristalline de carbone qui se compose d'un feuillet de graphène enroulé sur lui-même formant un cylindre creux fermé à ses extrémités, ce sont des nanoparticules non sphériques « cylindrique » qui illustrent les changements dans la rhéologie de la suspension, les mêmes processus microstructuraux se produisent également dans des suspensions de particules sphériques, la principale différence réside dans le grand volume occupé par les particules non sphériques et par l'existence d'une contrainte seuil pour ces milieux

$$\tau_0 = \tau^* \left(\left(1 - \frac{\varphi}{\varphi_m} \right)^{-2} - 1 \right) \quad (1)$$

Où τ^* : un paramètre approprié physiquement, c'est la valeur de la contrainte seuil lorsque : $\varphi = \varphi_m (1 - \sqrt{2}/2)$. Il est lié à la taille des sphères.

2.2 Procédés d'élaboration :

La suspension subit une agitation magnétique à température maintenue 30°C à l'aide d'un bain thermostaté des nanotubes de carbone dispersés dans le glycérol. Huit échantillons ont été préparés à différentes fractions massiques ; 0.1%, 0.2%, 0.3%, 0.4%, 0.5%, 0.6%, 0.7%, 1%.

Les tests rhéologiques sont menés dans le cadre de cette étude à l'aide d'un rhéomètre rotatif HAAKE RHEOSTRESS 1 avec une géométrie plan-plan.

2.3 Protocoles expérimentaux :

Les propriétés rhéologiques des nanotubes de carbone dans le glycérol ont été mesurées à l'aide d'un rhéomètre rotatif HAAKE RHEOSTRESS 1 disponible au Laboratoire mécanique de la faculté des sciences Aïn Chock de Casablanca, la technologie utilisée dans cet appareil permet de tirer les propriétés visqueuses et viscoélastiques des substances au cours des mesures à l'aide du logiciel de pilotage Rhéowin III. Dans notre cas, la géométrie utilisée est le plan-plan, son principal avantage est la mise en place d'une faible quantité de fluide à mesurer et un nettoyage aisé. De plus, on peut régler l'entrefer de cette géométrie à l'épaisseur souhaitée. Cela permet donc de tester des matériaux contenant des particules de tailles

diverses. Par ailleurs, deux types de régimes d'écoulement sont retenus ; le régime quasi-stationnaire à vitesse imposée allant de 0 à 100s⁻¹, il s'agit d'un signal triangulaire avec un temps de montée de 300s. Le régime oscillatoire à contrainte imposée de 1 Pa avec un balayage en fréquence entre 1 et 10 Hz.

3. Résultats et discussions :

3.1 En régime quasi-stationnaire :

Nous nous sommes intéressés initialement à suivre l'évolution de la contrainte de cisaillement et de la viscosité en fonction du taux de cisaillement. Des courbes d'écoulement ont été donc obtenues. (fig.1)

Nous allons relever à partir de RheoStress 1 un ensemble de rhéogrammes qui permettent de mettre en évidence l'effet de la concentration sur la viscosité apparente. (fig.2)

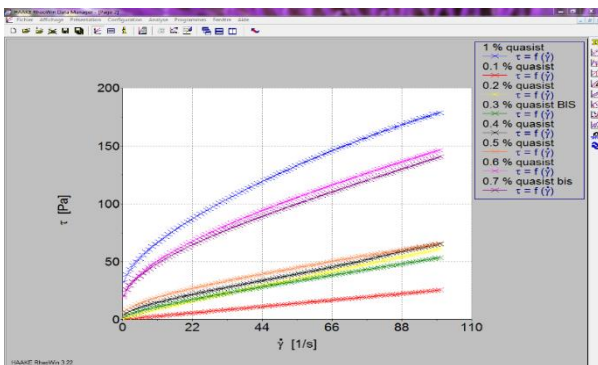


Figure 2: Les rhéogrammes des différentes concentrations de nanofluides

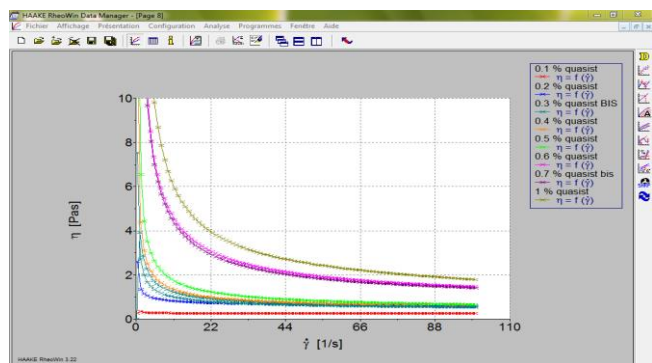
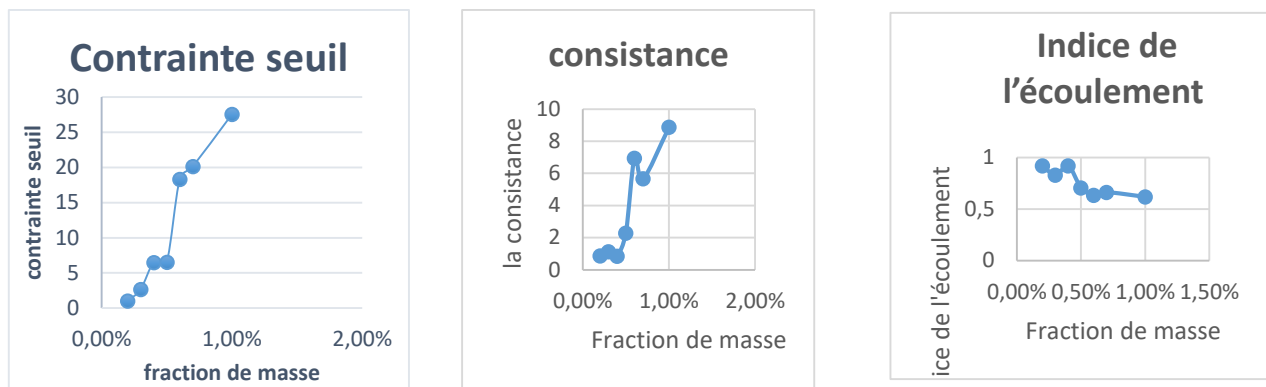


Figure 1: La viscosité des nanofluides en fonction du taux de cisaillement à différentes fractions de masse

On remarque, d'après ces courbes que pour une concentration de 0.1% le fluide possède une viscosité constante. L'apparition d'une contrainte seuil pour des concentrations allant de 0.2% à 1% affecte leur comportement rhéologique. En plus, la viscosité diminue en fonction du taux de cisaillement. Le comportement dans ce cas est décrit par le modèle de Herschel-bulkley. (tab.1).

Fraction massique	Comportement rhéologique	Propriétés rhéologiques
0.1%	Newtonien	$\eta = 0,2543 \text{ Pa.s}$
0.2%	Fluide à seuil de type Herschel Bulkley	$\tau_0 = 0.9959 \text{ Pa}$ $K = 0.8679 \text{ Pa.s}^n$ $n = 0.9191$
0.3%		$\tau_0 = 2.648 \text{ Pa}$ $K = 1.119 \text{ Pa.s}^n$ $n = 0.8270$
0.4%		$\tau_0 = 6.462 \text{ Pa}$ $K = 0.8446 \text{ Pa.s}^n$ $n = 0.9189$
0.5%		$\tau_0 = 6.510 \text{ Pa}$ $K = 2.279 \text{ Pa.s}^n$ $n = 0.7055$
0.6%		$\tau_0 = 18.32 \text{ Pa}$ $K = 6.951 \text{ Pa.s}^n$ $n = 0.6320$
0.7%		$\tau_0 = 20.13 \text{ Pa}$ $K = 5.663 \text{ Pa.s}^n$ $n = 0.6618$
1%		$\tau_0 = 27.54 \text{ Pa}$ $K = 8.869 \text{ Pa.s}^n$ $n = 0.6174$

Tableau 1: le comportement rhéologique en fonction de la fraction massique



L'effet de la fraction massique affecte fortement la contrainte seuil, la consistance et l'indice de l'écoulement. Les graphes ci-dessus montrent que la contrainte seuil et la consistance augmentent avec l'augmentation de la fraction de masse par contre l'indice de l'écoulement diminue.

3.2 Expression empirique d'évolution de la viscosité:

La recherche empirique publiée sur les particules en suspensions s'est concentrée sur la détermination de la relation entre la viscosité apparente et la fraction volumique des particules.

Plusieurs modèles théoriques ont été développés pour prédire l'évolution de la viscosité dynamique des suspensions sous certaines conditions. Dans cette partie, nous nous intéresserons aux modèles théoriques les plus adaptés à nos différentes fractions massiques.

- Loi d'évolution de la viscosité apparente en fonction de la fraction volumique pour chaque valeur du taux de cisaillement variant de 10s^{-1} et 80s^{-1} . L'évolution sur le temps de cisaillement de 10s^{-1} (fig.3) est identique pour les autres taux de cisaillement.

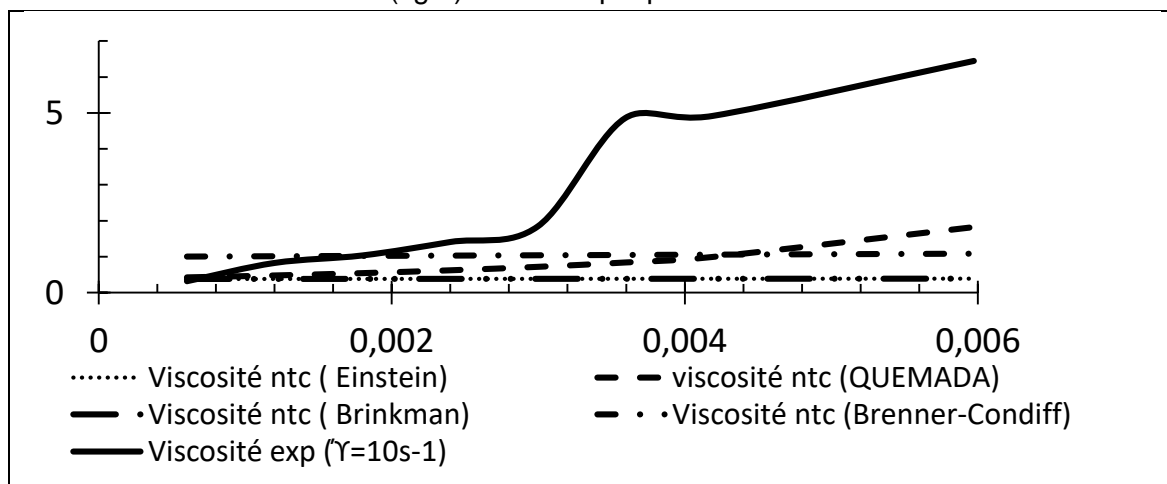


Figure 3: Estimation de la viscosité apparente en fonction de la fraction volumique

En proposant des améliorations et des interprétations selon les tendances obtenues et selon différentes vitesses de cisaillement qui résument le modèle qui rapproche le plus à notre cas dans différentes vitesses de cisaillement, il s'agit du modèle de QUEMADA selon des calculs théoriques pour des fraction volumique qui varient entre 0,000600591 et 0,00299576.

Au-delà de 0.003 jusqu'à 0.006, plusieurs modèles théoriques ont été développés qui quantifient le comportement non-newtonien observé des suspensions de particules non sphériques sur un large éventail de fractions volumiques, et d'expliquer le comportement rhéologique pour prédire l'évolution de la viscosité dynamique des suspensions sous certaines conditions.

Il est à noter que pour les nanofluides à base de NTC, il existe très peu de modèles théoriques permettant d'estimer l'évolution de la viscosité de ces nanofluides pour cette gamme de concentration.

Les résultats publiés à ce jour, concernant les suspensions de nanoparticules de géométrie non sphérique démontrent que les modèles précédents sont souvent insuffisants pour expliquer les fortes augmentations de la viscosité des nanofluides avec la concentration en nanoparticules, et ceci pour des solutions diluées ou plus concentrées. De plus, la différence des résultats expérimentaux et théoriques augmentent avec la concentration des suspensions.

La relation (2) établie qui décrit l'expression empirique de l'évolution de la viscosité en fonction de la fraction volumique est donnée comme suit :

$$\eta = a \varphi_v^2 + b \varphi_v + c \quad (2)$$

Les coefficients du polynôme ont été déterminés :

$\Upsilon(\text{s}^{-1})$	10	20	30	40	50	60	70	80
a	-745170	-541882	-421686	-351825	-321629	-269690	-243461	-222298
b	8105,3	5761	4484,5	3748,6	3359,7	2888,8	2612,1	2389,9
c	-15,437	-10,93	-8,4435	-7,014	-6,1833	-5,3355	-4,7894	-4,3547
c/a	2,0716E-05	2,017E-05	2,0023E-05	1,9936E-05	1,9225E-05	1,9784E-05	1,9672E-05	1,9589E-05
b/a	-0,01087712	-0,01063147	-0,01063469	-0,01065473	-0,01044589	-0,01071156	-0,01072903	-0,01075088

Tableau 2: Valeurs des coefficients du polynôme d'ordre (2)

On prend : $\sigma = b/a \approx -0.01$ et $\beta = c/a \approx 2 \text{ E-}05$

Et : $\eta = a \varphi_v^2 + b \varphi_v + c$ (3)

$$\eta = a(\Upsilon) (\varphi_v^2 + \sigma \varphi_v + \beta) \quad (4)$$

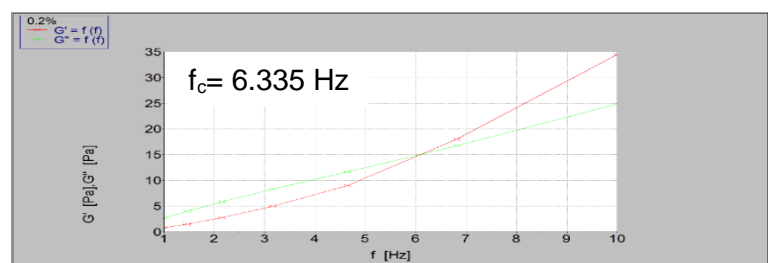
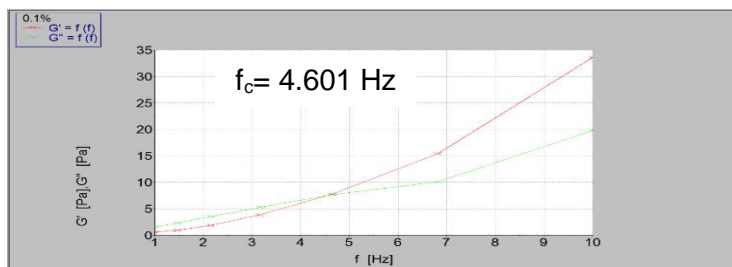
Donc : la loi polynomiale d'ordre 2 pour les fractions volumique au-delà de 0.003 établie est:

$$\eta = a(\Upsilon) (\varphi_v^2 - 0.01 \cdot \varphi_v + 2 \cdot \text{E-}05) \quad (5)$$

D'où : φ_v : Fraction volumique ; η : Viscosité ; a : Coefficient du polynôme d'ordre 2

3.3 En régime oscillant :

On présente, pour ce régime, l'évolution des modules viscoélastiques G' et G'' et de la fréquence critique f_c (fréquence pour laquelle $G'=G''$) en fonction de la concentration.



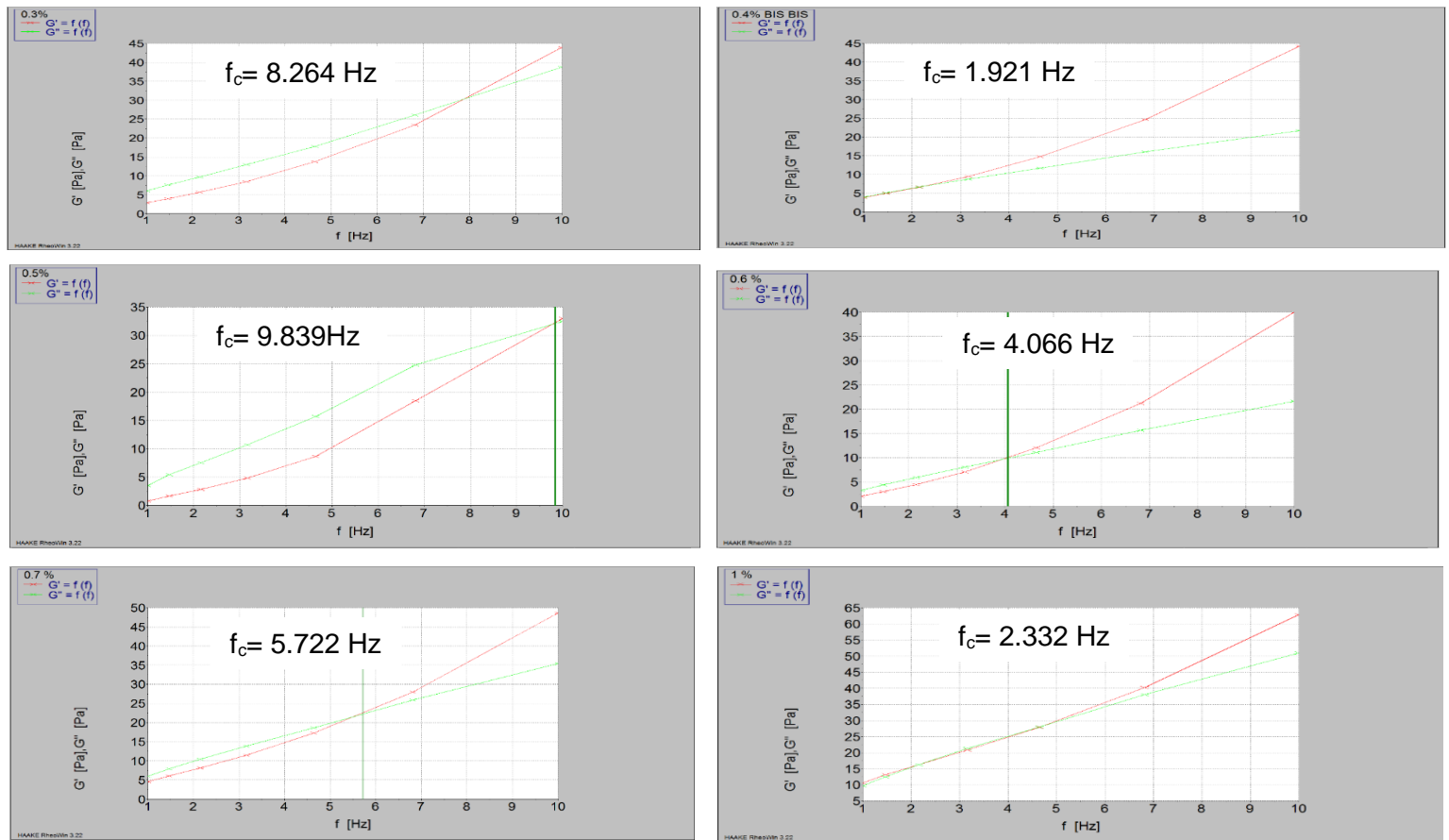


Figure 4: Evolution des modules de perte et de conservation en fonction de la fréquence pour différentes concentrations

Il ressort de cette analyse que l'évolution de la valeur de f_c , qui correspond au cas où G' et G'' sont comparables, est polynomiale par rapport à la concentration (x). Ceci vient consolider les protocoles de contrôle des solutions aqueuses de nanotube de carbone avec le glycérol en régime oscillant et permet d'optimiser les processus de leur utilisation en milieu industriel.

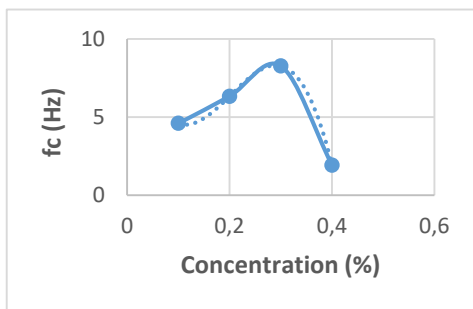


Figure 6.a

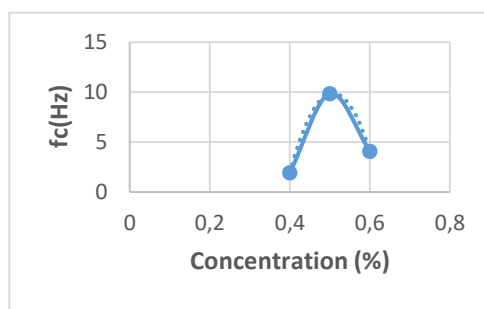


Figure 6.b

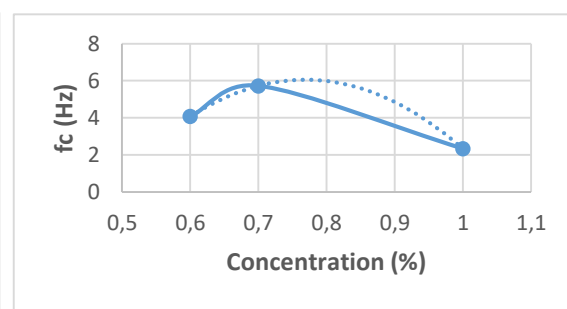


Figure 6.c

Figure 5: Modélisation mathématique de la fréquence critique en fonction de la concentration

a- Pour [0.1-0.4%]

$$f_c = -1411,2 x^3 + 856,45x^2 - 140,81x + 11,529$$

b- Pour [0.4-0.6%]

$$f_c = -684,55 x^2 + 695,28x - 166,66$$

c- Pour [0,6-1%]

$$f_c = -69,65 x^2 + 107,11x - 35,123$$

4. Conclusion

Au cours de ce travail nous avons étudié le comportement rhéologique des solutions du nanofluide à base de nanotube de carbone, Le comportement rhéologique du nanotube de carbone dépend de la fraction massique. La viscosité des nanotubes de carbone augmente avec l'augmentation de la fraction massique et l'évolution de la valeur de f_c , il évolue sous une forme polynomiale en fonction de la concentration.

Le modèle adapté aux résultats expérimentales sont QUEMADA selon des calculs théoriques pour des fractions volumiques qui varient entre 0,000600591 et 0,00299576 et au-delà de cette valeur jusqu'à 0.006 c'est l'expression polynomiale d'ordre 2, qui décrit la variation de la viscosité en fonction de la fraction massique.

L'originalité de notre travail réside dans la détermination du comportement rhéologique des nanotubes de carbone avec différentes fractions massiques et l'introduction d'une expression mathématique pour une meilleure corrélation et contrôle des résultats expérimentaux.

Ces résultats prometteurs montrent que l'utilisation des nanofluides à base de nanotubes de carbone offre clairement une amélioration des performances rhéologiques par rapport aux fluides de base classiques. Ces nanofluides peuvent constituer ainsi un débouché prometteur des transferts thermiques et présentent de bonnes perspectives et développement.

5. Bibliographie

- [1]: R.P. Vidano, D.B. Fischbach, L.J. Willis, T.M. Loehr, Observation of Raman Band Shifting with Excitation Wavelength for Carbons and Graphites., *Solid State Commun.* , 39 (1981) 341-344.
- [2]: M. Zhou, Y.M. Zhai, S. Dong, Electrochemical Sensing and Biosensing Platform Based on Chemically Reduced Graphene Oxide. , *J. Anal. Chem.*, 81 (2009) 5603–5613.
- [3]: Hong, H. P., Wensel, J., & Peterson, S. (2007). Efficiently lowering the freezing point in heat transfer coolants using carbon nanotubes. *Journal of Thermophysics and Heat Transfer*, 21, 446–448.
- [4]: Chen, L., Xie, H., Yu, W., & Li, Y. (2011). Rheological behaviors of nanofluids containing multi-walled carbon nanotube. *Journal of Dispersion Science and Technology*, 550-554.
- [5]: Moghaddam, M. B., Goharshadi, E. K., Entezari, M. H., & Nancarrow, P. (2013). Preparation, characterization, and rheological properties of graphene–glycerol nanofluids. *Chemical engineering journal*, 231, 365-372.
- [6]: Aladag B, Halefadi S, Doner N, Mare T, Duret S, Estelle P. Experimental investigations of the viscosity of nanofluids at low temperatures. *Appl Energy* 2012; 97:876–80.
- [7] : G. V. Casquillas. Contrôle de température et étude des transferts thermiques dans des dispositifs microfluidiques. These de doctorat, Faculté des sciences d'Orsay, effectuée au Laboratoire de Photonique et de Nanostructures, (2008).
- [8]: Y. Yang, Z. G. Zhang, A. E. Grulke, W. B. Anderson, G. Wu. Heat transfer properties of nanoparticle-in-fluid dispersions (nanofluids) in laminar flow. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 48 (2005) 1107-1116.
- [9]: W. Daungthongsuk, S. Wongwises. A critical review of convective heat transfer of nanofluids. *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 11 (2007) 797-817.
- [11]: Hadaoui, A. (2010). Effets de taille et de concentration sur les propriétés thermiques et rhéologiques des nanofluides (Doctoral dissertation, Université d'Orléans).

"Code_Aster opensource un vecteur de développement durable"

"LEVESQUE Jean-Raymond"¹,

¹ "Réseau Professionnel Code_Aster, FRANCE, contact@code-aster-pronet.org"

Résumé

Dans le domaine de la simulation numérique du comportement mécanique et multi physique des infrastructures industrielles les progrès des cinquante dernières années sont considérables.

En analysant les besoins d'un exploitant d'installations industrielles, on présente les objectifs de la simulation numérique à EDF (Electricité de France) qui a choisi une politique de développement de logiciel « domestique » pour programmer et capitaliser ses travaux de recherche et des modèles numériques dédiés à ses besoins d'ingénierie dans la **plateforme Salomé** pour mettre en œuvre **Code_Aster** (*Méca*), **Code_Saturne** (CFD), **Syrthes** (Thermo-hydraulique), **Openturns** (Incertitudes).

Ce choix est détaillé pour répondre à la question « Comment traduire les exigences de qualité ? » : le processus de développement, la documentation, le processus de Vérification et de Validation, la qualification des outils.

Pour partager les développements internes, plusieurs modèles de diffusion ont été analysés. On présente le modèle économique du logiciel libre sous la licence GNU Public Licence tel qu'il été mis en œuvre depuis 2001 et ce qui est mis à la disposition de la Communauté : les différentes distributions, un corpus documentaire, un forum des utilisateurs.

Le retour d'expérience permet de présenter des contributions significatives de la communauté d'utilisateurs, ce qui a permis de mettre en place un réseau professionnel international de partage et d'échange avec des utilisateurs, des fournisseurs de services et des enseignants de vingt et un pays.

Pour apporter une contribution concrète au développement d'une coopération renforcée entre les Etablissements d'Enseignement supérieur de chaque pays du Maghreb, une action coopérative et un partage de compétences dans le domaine de la simulation numérique en mécanique a été engagée. Elle s'appuie sur les libertés offertes par la licence de distribution et l'absence de contrepartie financière à court et long terme pour les usages académiques et industriels.

1. Electricité de France et la simulation numérique en mécanique

Electricité de France (EDF) a choisi de devenir un acteur de la simulation numérique il y a plus de cinquante ans pour répondre à des besoins spécifiques et a mis en place un mode de développement d'outils logiciels particulier.

1.1 Des besoins de long terme pour un exploitant d'installations industrielles



Figure 1. Des installations de transport et de production d'électricité à grand cycle de vie

Pour bien appréhender le contexte dans lequel EDF R&D a choisi d'engager le développement de *Code_Aster*, il est important de rappeler qu'EDF est avant tout, en tant que producteur – transporteur - distributeur d'énergie électrique. C'est de ce fait un exploitant de matériels et d'ouvrages mécaniques (centrales nucléaires et thermiques, digues et barrages, pylônes, postes et lignes).

Pour l'essentiel, l'activité de R&D en mécanique des structures concerne les spécificités fortes des ouvrages : **les exigences de sécurité et la durée de vie.**

EDF est responsable de l'exploitation sûre de ses ouvrages vis-à-vis des autorités de sûreté, qui sont seules habilitées à en autoriser l'exploitation. L'Autorité de sûreté nucléaire demande à EDF, outre **l'analyse permanente du retour d'expérience**, de procéder à une **réévaluation de sûreté**, à intervalles réguliers. Celle-ci comporte une phase d'étude intégrant **l'évolution des règles et doctrines de sûreté** : ceci conduit à utiliser des méthodes et des **outils d'analyse** les plus récents **validés, éprouvés et approuvés.**

La seconde spécificité réside dans **la durée de vie des ouvrages et des matériaux** utilisés (a minima quarante ans). Ainsi, l'activité de R&D de mécanique des structures concerne pour une très grande part, la justification de la bonne tenue de ces ouvrages dans le temps et la maîtrise des opérations de maintenance.

Le rôle joué par une activité de R&D dans ce cadre n'est donc pas identique au cas d'une entreprise manufacturière classique sollicitant sa R&D à des fins d'innovations concurrentielles pour la conception ou l'optimisation de produits. Cette activité de R&D intervient le plus souvent, non pas à l'amont de la conception mais à l'aval.

1.2 Les objectifs pour la simulation numérique

La simulation numérique joue un rôle essentiel pour évaluer des événements non prévus à la conception, l'impact du vieillissement des matériaux et des composants, les interventions liées à la maintenance ou l'installation de nouveaux composants. L'obligation de respecter de nouvelles règles pour la protection de l'environnement conduisent à réévaluer les marges de sécurité en mettant en oeuvre des méthodes de simulation non linéaires, alors que la conception initiale avait été conduite en simulation linéaire.

Les outils de simulation doivent permettre sur de longues périodes :

- la **capitalisation des connaissances** pour la simulation numérique de phénomènes complexes,
- le recours à des **ordinateurs de haute performance** pour augmenter la taille et la précision des modèles,
- le meilleur niveau de supervision des incertitudes pour donner confiance dans les résultats,
- de garantir la qualité des études par la validation et la qualification des logiciels et des méthodes.

1.3 Une politique des logiciels adaptée

EDF a choisi en 1989 de systématiser une politique de développement « domestique » pour programmer et capitaliser ses travaux de recherche et des modèles numériques dédiés dans un logiciel unique de mécanique et thermo-mécanique, le *Code_Aster*. Ce projet mis en place un processus de validation et de qualification des méthodes, avec des transferts rapides de la R&D à l'Ingénierie opérationnelle.

2. Un logiciel industriel général

Une **architecture modulaire** a permis de mutualiser pour l'ensemble des formulations un gestionnaire de mémoire, un moteur de gestion des éléments finis, des bibliothèques d'analyse numérique pour l'optimisation des temps de calcul sur des machines mono processeur et multi processeurs.

Une méthode de **développement coopératif** entre les différentes équipes spécialisées dans les différentes technologies (machines tournantes, chaudronnerie nucléaire, processus de soudages, tuyauteries et échangeurs, digues et barrages, ouvrages de génie civil) et les disciplines physiques (mécanique de la rupture, métallurgie, vibrations et acoustique, thermo-mécanique, géomécanique, matériau béton ...) a permis de rendre le logiciel utilisable rapidement pour une grande variété de problèmes.

L'éventail de modélisations concerne [2] [3] :

- La thermique et la mécanique,
- Les analyses statiques et dynamiques, linéaires ou non,
- L'analyse modale transitoire, harmonique ou aléatoire et l'analyse sismique,
- 400 modèles d'éléments finis : 3D, 2D ; coques et plaques, poutres et câbles, tuyaux ...
- Un grand spectre de chargements,
- Interactions avec d'autres formulations physiques (couplées ou non) : fluide-structure, sol-structure ...

Ces fonctionnalités générales sont complétées de divers modèles spécifiques et de formulations non linéaires :

- Contact et frottement,
- Grands déplacements et grandes déformations,
- Modèles de matériaux (près de 200 lois de comportement),
- Mécanique de la rupture, dommage et fatigue, soudage et écrouissage,
- Géomatériaux et milieux poreux ...

Pour mutualiser le développement et la maintenance des outils nécessaires à la mise en œuvre de la méthode des éléments finis et à la visualisation des résultats en mécanique du solide et à la mécanique des fluides, il est apparu judicieux d'engager le développement coopératif (EDF – CEA – Eurware) d'une plateforme interopérable de simulation [4] :

- CAO – Importation et exportation, réparation et nettoyage, création ou modification de géométries
- MODELISATION – Affectation de propriétés physiques et numériques sur la géométrie,
- MAILLAGE – Importation et exportation, contrôle de qualité, raffinement et adaptation,
- GESTION de la simulation : transferts de données, enchaînement des calculs, couplage de solveurs,
- VISUALISATION et post traitement des résultats.

Cette plateforme est notamment utilisée avec **Code_Aster** (Mécanique), **Code_Saturne** et **Syrthes** (CFD), **Openturns** (gestion des Incertitudes).

AsterStudy est la nouvelle interface graphique de **Code_Aster** dans Salome-Meca. Elle permet l'unification des outils de mise en données et de lancement d'études mécaniques au sein de la plateforme SALOME. **L'ensemble du langage de commande de Code_Aster peut être complété**, pour définir des enchaînements spécifiques (études paramétriques, optimisation et ajustement de modèles) par des instructions **en langage Python**.

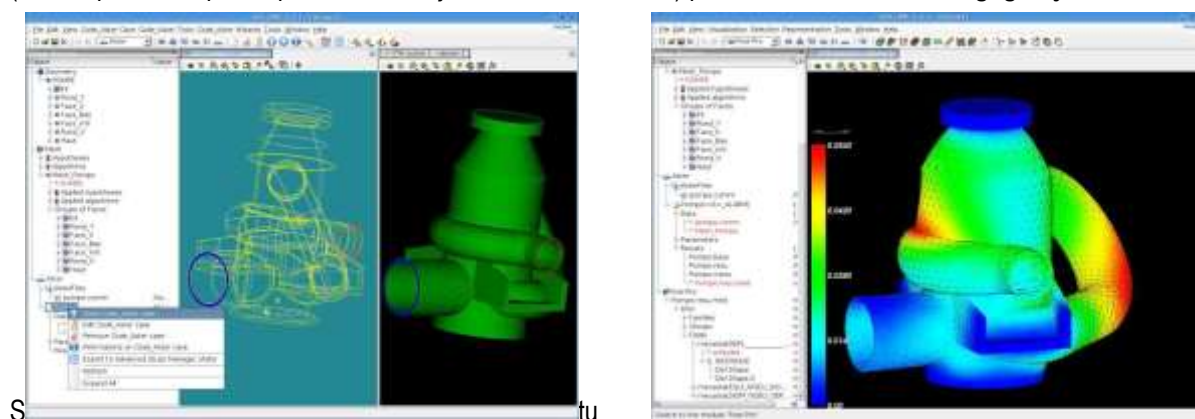


Figure 2. La Plateforme SALOME – MECA

3. Comment traduire les exigences de qualité

Les exigences de qualité du projet ont nécessité de prévoir des dispositions d'organisation sur l'ensemble du cycle de vie du logiciel. Le fait d'avoir un processus se déroulant sur une très longue période (près de 30 ans aujourd'hui) nécessite de traduire le traditionnel cycle en V de l'organisation de la qualité, utilisé pour la conception d'un équipement particulier, pour l'adapter au développement continu, à la mise en service de versions industrielles et au traitement du retour d'expérience.

3.1 Le processus de développement

La première règle définie a été l'unicité de la bibliothèque source à laquelle sont intégrés tous les développements et toutes les corrections d'anomalies. Celle-ci évolue chaque semaine et est soumise à une méthodologie de Vérification (respect des règles de programmation – présentation de la justification des choix du programmeur, devant ses pairs, avec conservation de l'historique des interventions ...). Cette version est la **version testing**, stabilisée tous les six mois.

Une version d'exploitation, la **version stable**, mise en exploitation tous les deux ans, fera uniquement l'objet de corrections d'anomalies résiduelles, sans modification des fonctionnalités.

3.2 La documentation

La version d'exploitation est accompagnée d'une **documentation de 23.000 pages** pour la version 13.

La **documentation d'utilisation** classique (253 documents) qui détaille toutes les commandes utilisables et la signification des paramètres de modélisation ou de calcul. Aucun système d'unité n'est caché dans le logiciel ; l'utilisateur est seul responsable du choix de son système d'unité et de sa cohérence.

Un autre volet est constitué par la **documentation de Référence** (213 documents), qui décrit avec précision les **modèles effectivement implantés** (équations, paramètres de résolution ...). Il ne suffit pas de dire que l'on a implanté le modèle de x ou y et de renvoyer à une bibliographie (plus ou moins accessible) : l'utilisateur doit pouvoir comprendre le niveau d'approximation disponible et la notoriété du modèle ne suffit pas à justifier sa pertinence.

La **documentation de développement** (111 documents) fournit tous les éléments d'architecture et les procédures pour l'abandon d'un nouveau type d'élément fini, d'un nouveau type de comportement de matériau ...

3.3 Le processus de Vérification et de Validation

Pour apporter des preuves de la pertinence du logiciel un très grand nombre de cas test sont gérés en configuration et documentés dans la **documentation de Validation** (1.260 documents), Aucun nouveau développement ne peut être intégré dans le logiciel sans un ou plusieurs cas test prouvant la qualité numérique des résultats. Pour valider certains domaines de modélisation, l'équipe de développement a mis en place un **processus de validation indépendante**, réalisée par d'autres que les développeurs et en général externes à l'Entreprise.

Pour vérifier la qualité globale du logiciel l'ensemble des cas tests disponibles sont exécutés à chaque évolution du contenu du source. La vérification automatisée des résultats, par rapport à des valeurs de référence justifiées dans la documentation du cas test, permet de garantir que chaque évolution du logiciel est validée et n'a entraîné aucune régression.

A ce jour la base documentaire des tests de validation est riche de plus de **3.600 cas tests différents**, qui contiennent autant d'outils de formation pour l'auto apprentissage au logiciel.

3.4 La qualification des outils

Les déclarations des fournisseurs ne suffisent pas à garantir une utilisation de qualité. Les utilisateurs ont une responsabilité essentielle dans la mise en exploitation industrielle des logiciels et la garantie de la qualité des résultats qu'ils produisent. **La gestion des compétences et la formation à une bonne utilisation sont déterminantes.**

Il importe que l'utilisateur soit capable de définir un cadre d'exigences réalistes pour les différents domaines d'usage. Il doit s'assurer qu'il dispose des éléments d'appréciation pour assumer ses responsabilités sans risques. Cela suppose qu'il qualifie la pertinence du logiciel ou partie de logiciel qu'il utilise.

Le processus de qualité impose une bonne gestion des ressources humaines et une capitalisation des savoirs.

4. Comment partager les développements internes

La priorité d'EDF était de satisfaire cette démarche de la qualité pour les équipes chargées des études et celles en charge du développement qui jouent le rôle de fournisseurs de services internes (formation, assistance, développement à façon).

4.1 Pourquoi étendre la diffusion ?

- Multiplier de façon significative le **nombre d'utilisateurs** et la **diversification des usages** pour **assurer une qualité suffisante** (des inter comparaisons sur les performances, étendre le processus de validation indépendante des modélisations ...);
- **Ne pas tout faire tout seul** en utilisant les bonnes bibliothèques numériques et en s'appuyant sur des standards d'échange ;
- **Faciliter l'émergence de fournisseurs de services compétents** pour la réalisation d'études pour EDF ou d'autres industriels ;
- **Favoriser les projets coopératifs** avec le monde académique (capitalisation des thèses, utilisation en formation et avec le monde industriel et la R&D sous contrat pour des partenariats industriels et scientifiques.

4.2 Le modèle économique des logiciels de simulation numérique

L'analyse du modèle économique des logiciels commerciaux, initié au siècle dernier, fait apparaître certains mécanismes qui nuisent aux transferts de technologies entre recherche, université et industrie. Les transferts de connaissances et le partage de savoir-faire sont perturbés par la démarche commerciale.

Pour répondre à ses objectifs EDF a choisi en 2001 de diffuser *Code_Aster* en logiciel libre sous la licence GNU Public Licence. [1]

La liberté d'usage permet de simplifier la qualification par tierce partie, la capitalisation des thèses, les échanges université – industrie et les développements coopératif.

5. Ce qui est mis à la disposition de la Communauté

5.1 Les différentes distributions

Pour le **Code_Aster**, la **distribution de référence**, est sur le site www.code-aster.org. Elle comprend l'ensemble des sources de la version validée utilisée par les équipes EDF : c'est la **version stable** dont le contenu est invariant pendant deux ans. Les prérequis pour la compilation et la production d'un code exécutable sont clairement définis. Le système d'exploitation de référence est Linux. Pour la mise en œuvre du calcul parallèle, les bibliothèques nécessaires sont également open source. Pour les équipes souhaitant suivre les évolutions du logiciel la **version testing est mise à disposition tous les six mois**. Elle deviendra la version stable au bout d'un cycle de deux ans.

Pour la **plateforme Salomé Méca**, un paquet exécutable sur Linux et sous Windows 64 bits est mis à disposition tous les ans, avec les outils de modélisation géométrique, de maillage et de visualisation.

5.2 Un corpus documentaire sous la licence GNU FDL

Tous les documents constitutifs de la preuve de la Qualité que nous avons décrits sont accessibles en français et en traduction automatique en anglais soit plus de 23.000 pages..L'ensemble des documents de formation, utilisés par EDF sont également diffusés en anglais. [5].

Au cours des dernières années plusieurs tutoriaux et ouvrages libres ont été publiés par des membres de la Communauté [6] et maintenant sur You Tube et Linked IN. Rappelons que l'ensemble des 3.600 cas tests de validation constituent autant d'outils pour l'auto apprentissage.

5.3 Un forum des utilisateurs

Des dizaines de milliers de téléchargements, avec plus d'un millier d'utilisateurs très fidèles qui actualisent leur version du logiciel tous les six mois, se retrouvent dans le Forum public. Ces membres de la Communauté ou des développeurs assurent une assistance efficace. Aucun engagement de délai de réponse aux questions posées n'est garanti, mais le dynamisme du Forum apporte une solution d'assistance gratuite et efficace.

5.4 Des contributions significatives

Les outils de « forge » standard mis à disposition de la Communauté ont permis d'intégrer plusieurs développements nouveaux au logiciel. La diversification des usages permet de soumettre très rapidement ces évolutions à des épreuves significatives.

Chaque année une vingtaine de thèses ou de projets collaboratifs s'appuient sur *Code_Aster Open source*, avec ou sans participation des développeurs EDF. Ce travail de recherche, sans contrainte de licence commerciale, prolonge le processus de capitalisation de l'innovation et des savoirs..

5.5 Open source ne veut pas dire Open data

La distribution Open source publie les modèles utilisés, notamment pour les matériaux, et la documentation décrit la signification des paramètres, mais aucune valeur particulière n'est incluse dans le logiciel. Les données et les unités utilisées dans les cas test sont Open data, mais chaque utilisateur est responsable de la propriété des données utilisées. Lorsque des outils dédiés sont construits, dans *Salomé Méca* ou à partir de *Code_Aster*, avec un savoir-faire confidentiel, la licence de redistribution du logiciel doit préciser la propriété des données.

6. Un réseau professionnel international

La spontanéité et le dynamisme des jeunes utilisateurs ont largement contribué à la réussite de cette diffusion Open source. Néanmoins l'anonymat des intervenants ne suffisent pas à développer les échanges entre les organismes utilisateurs.

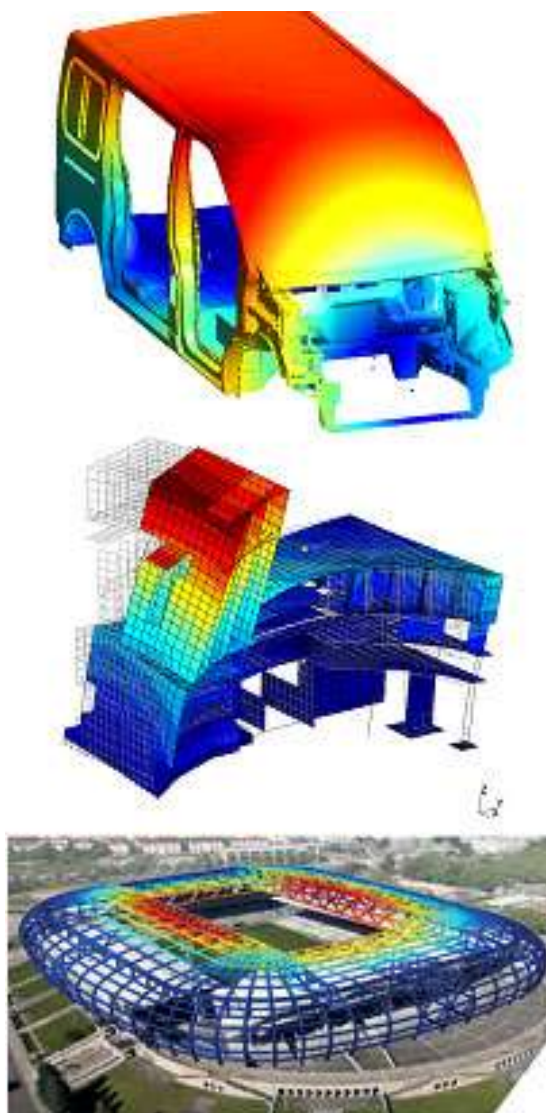
Ceci a conduit à la création du **Code_Aster Professional Network**. Celui-ci permet de mettre en relation les acteurs de la communauté au-delà des échanges techniques et ponctuels du forum.

L'adhésion à ce Réseau est libre dans le cadre du respect des droits et devoirs définis dans une charte qui précise que l'adhésion au Réseau suppose un engagement de chaque membre pour l'amélioration de la distribution de **Code_Aster Open source** et de la plateforme **Salomé Méca**, sans préoccupations commerciales.

Ce réseau réunit plus de **85 membres de 21 pays différents**. Ils sont issus du **monde industriel et d'organismes publics** (grands groupes, PME et ETI, Bureaux d'étude et Organismes de recherche sous contrat), des **fournisseurs de services** pour l'utilisation (formation, distribution de packages spéciaux, assistance, adaptation à des usages particuliers, co-développement) et des **enseignants** utilisant **Code_Aster** dans différents cursus.

Les domaines de modélisation représentés par les membres du réseau concernent l'aéronautique, l'industrie horlogère, les machines tournantes hydrauliques, le bâtiment et le génie civil et, dans une moindre mesure, l'industrie automobile et les équipements aéronautiques.

Depuis juin 2015, un bulletin d'information; en langue anglaise, sur les activités du Réseau et des exemples d'applications significatives est distribué à plus de 600 membres de la Communauté dans 25 pays différents [7]



7. Projet de simulation numérique au Maghreb

7.1 Contexte et Objectifs généraux

Ce projet a été mis en place suite à des échanges avec l'Association Franco-Maghrébine de Mécanique et Matériaux (Jet 2016), l'Association Tunisienne de Mécanique et lors de séminaires à l'Ecole Nationale Polytechnique d'Oran et à l'Université Moulay Ismaïl de Meknès.

Tout en constatant les efforts faits par les enseignants et responsables d'équipes de recherche pour conserver le meilleur niveau de la formation et de leurs activités dans un contexte de ressources financières en diminution, nous voulons retenir deux constats largement partagés :

- la difficulté **d'offrir des débouchés professionnels dans leurs pays de formation** aux nombreux doctorants et ingénieurs diplômés au Maghreb. La qualité de leurs compétences est reconnue par de nombreux pays développés qui ne manquent pas de les accueillir pour développer leurs activités propres. Ce transfert de « main d'œuvre formée » est loin de favoriser les activités industrielles orientées vers la création d'emploi et les possibilités de développement des pays d'origine.
- la dispersion des solutions utilisées pour la **maîtrise de la simulation numérique** (accès aux logiciels, coût des services d'accompagnement) ne facilitent pas le transfert des résultats de l'université vers le tissu industriel local.

Pour apporter une contribution concrète au développement d'une coopération renforcée entre les Etablissements d'Enseignement supérieur de chaque pays du Maghreb, nous avons engagé **une action coopérative et un partage de compétences dans le domaine de la simulation numérique en mécanique**. Cette démarche peut être une contribution et un soutien dans deux secteurs :

- la création de bureaux d'études, de sociétés de services, de bureaux de contrôle locaux offrant des emplois aux étudiants de chaque pays au service du développement régional,
- le développement de la formation en alternance avec les entreprises régionales.

Cette démarche s'appuie sur le déploiement du logiciel industriel « libre » et « open source », le *Code_Aster* et la plateforme *SALOME Méca*.

Aucune contrepartie financière à court et long terme n'est associée à cette opération pour les utilisateurs de l'enseignement supérieur et de l'industrie, puisque la licence d'utilisation garantit la gratuité des versions actuelles et futures. Il appartient à chaque organisme utilisateur d'investir, à son propre rythme, dans la maîtrise de ces outils et le développement de ses compétences en simulation numérique pour atteindre ses propres objectifs d'enseignement, de recherche ou d'exploitation industrielle.

7.2 Contenu du programme

Ce projet est organisé par le **Réseau Professionnel Code_Aster Open Source** en deux étapes à court terme :

- une **installation coordonnée dans plusieurs Etablissements** (Ecole, Université, Laboratoire) dans chaque pays de la version stable du **Code_Aster** et **Salomé Méca** sur un ou plusieurs serveurs Linux ; cette installation sera validée par les procédures qualité en vigueur.
- immédiatement après cette installation, organisation d'une **session de formation de formateurs** d'un même pays avec travaux pratiques dans un des centres déjà équipés.

Ces deux opérations sont réalisées par une société de service française, membre du *Réseau Code_Aster ProNet*, dont le financement sera pris en charge par les établissements bénéficiaires ou par des aides locales.

Les **relations avec les établissements bénéficiaires** (cooptation et engagement, calendrier des opérations, voies de financement ...) sont prises en charge par des **correspondants régionaux**.

Deux actions à moyen terme sont envisagées :

- une **réunion de synthèse**, dans chaque pays, pour initier de nouvelles pistes de collaboration autour de cette distribution,
- une école d'été ou d'automne, sous l'égide de plusieurs associations de mécanique et du Réseau Méditerranéen des Ecoles d'Ingénieurs (RMEI), pour faire émerger des projets de développement.

Plusieurs actions concrètes sont maintenant engagées en Tunisie, au Maroc et en Algérie.

8. Conclusion

En racontant ce processus pour maîtriser la simulation numérique en milieu industriel nous avons voulu attirer l'attention sur plusieurs ingrédients du développement durable en ingénierie.

La **pertinence des outils de simulation n'est pas acquise indéfiniment** et doit être renforcée en permanence par les innovations et des travaux de recherche dans les disciplines qui permettent d'assumer efficacement la responsabilité d'une conception ou d'un dimensionnement.

La **qualité d'un logiciel n'est pas uniquement prouvée par la réputation** de son interface utilisateur et les raccourcis accessibles à la souris. L'automatisation du choix des paramètres de calcul peut s'avérer source d'erreur et un gain de productivité illusoire pour de bonnes prises de décision.

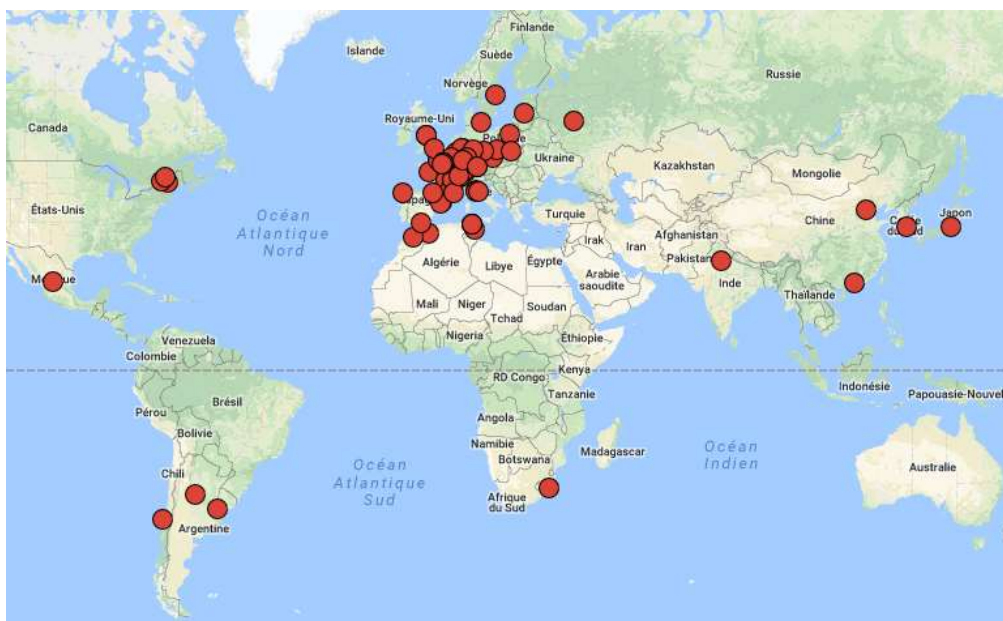
La **qualité des études de simulation suppose une formation approfondie des utilisateurs** pour poser avec pertinence les problèmes étudiés, pour comprendre les modélisations sous jacentes aux calculs réalisés et pouvoir vérifier à chaque instant les ordres de grandeur des résultats numériques obtenus.

La **capitalisation du savoirs faire de la recherche appliquée et le transfert de compétences** entre l'université et l'industrie n'est pas forcément compatible avec la logique commerciale de certains éditeurs.

Pour un bureau d'étude ou une entreprise **l'économie des coûts de licence peut avantageusement dégager des ressources** pour approfondir la formation des utilisateurs, la qualification et l'adaptation des outils aux enjeux de la simulation numérique.

9. Bibliographie

- [1] Wikipédia, L'encyclopédie Libre. – GNU General Public License
https://fr.wikipedia.org/wiki/Licence_publicue_générale_GNU
- [2] EDF-R&D – Code_Aster web site. 2016 – <https://www.code-aster.org/V2/spip.php?rubrique1>
- [3] EDF-R&D – Plaquette Code_Aster – http://code-aster.org/UPLOAD/DOC/Presentation/plaquette_aster_fr.pdf
- [4] DURAND Christophe – Plateforme Salomé Méca
http://web-code-aster.org/UPLOAD/DOC/Presentation/2008_Manchester.pdf
- [5] EDF-R&D – Tutoriaux de formation à l'utilisation de Code_Aster – <https://www.code-aster.org/V2/spip.php?rubrique67>
- [6] AUBRY Jean-Pierre – *Beginning with Code_Aster. A Practical Introduction to Finite Element Method Using Code_Aster, Gmsh and Salome* – Framabook, 2013 – ISBN 979-10-92674-03-3 – http://framabook.org/beginning-with-code_aster/
- [7] ProNeT – Lettre trimestrielle PRONET UPDATE – <http://web-code-aster.org/spip.php?article889>



Influence du processus d'électroérosion à fil et du traitement d'anodisation sur l'état de surface de l'alliage 7075T651

LOUATI Sana¹
MASMOUDI KHABOU Neila¹
BRADAI Chedly¹

¹ Laboratoire des Systèmes Électromécaniques, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax, Université de Sfax- 3038 Sfax

Mots clés : électroérosion à fil, rugosité, anodisation, alliage d'aluminium

Keywords: Wire electrical discharge machining, roughness, anodization, aluminum alloy

RÉSUMÉ.

Une évaluation qualitative de l'usinage par électroérosion à fil de l'alliage d'aluminium 7075-T651 en terme de finition de surface est étudiée. 3 facteurs à 3 niveaux sont exploités par un réseau orthogonal L9 de Taguchi pour déterminer l'influence des paramètres du procédé. Sur la base de la valeur de la rugosité de surface, les résultats du rapport signal /bruit (S/N) révèlent que le temps ON d'impulsion (TON) et le courant de crête (IP) sont les paramètres de coupe affectant significativement la rugosité de surface. La topographie de surface du matériau étudié découpé par électroérosion à fil ne montre aucune fissure. Une étude de l'influence de la couche d'oxyde anodique en termes de topographie et morphologie de la surface a révélé la présence de fissures.

ABSTRACT.

A qualitative evaluation of wire electrical discharge machining of 7075T651 aluminum alloy in term of surface finish is studied. 3-factors, 3-levels are exploited by an L9 Taguchi orthogonal array to determine the influence of the process parameters. Based on the surface roughness value, the signal-to-noise (S/N) results reveal that the pulse ON time (TON) and the peak current (IP) are the cutting parameters significantly affecting the surface roughness. The surface topography of the studied materials wire electrical discharge machined shows no crack. A study of the influence of the anodic oxide layer in terms of topography and morphology of the surface reveal the presence of cracks.

1. INTRODUCTION

L'usage d'alliage d'aluminium 7075-T651a connu un développement croissant. Cette augmentation est due à la substitution des métaux lourds par les alliages d'aluminium qui présentent une combinaison unique de propriétés mécaniques tel que la densité faible, la bonne formabilité, la conductivité thermique élevée, la rigidité spécifique élevée, l'excellente résistance à la corrosion, et l'importante résistance mécanique [1].

L'usinage des alliages d'aluminium 7xxx est devenu un domaine de recherche progressif vu leurs utilisations croissantes dans les applications structurelles d'avions, les véhicules militaires, les équipements de terrassement, les ponts et autres applications [2,3]. Les problèmes majeurs dans l'usinage de ces alliages sont la déformation des composants minces et la mauvaise finition de surface qui nécessite une reprise pour finition et engendre des coûts supplémentaires. .

L'usinage par électroérosion à fil est l'une des technologies d'enlèvement de matière non conventionnelle les plus prometteuses pour surmonter ces problèmes. Il offre une grande capacité à couper des composants complexes et de haute précision. Le processus de coupe est accompli avec un fil électrode mince en cuivre, en laiton ou en molybdène pour usiner les matériaux conducteurs. En outre, l'électroérosion à fil nécessite moins de force de coupe pour l'enlèvement de la matière et offre de faibles contraintes résiduelles dans les composants usinés. [4]

La tenue en service d'un matériau dépend non seulement de la combinaison des facteurs de charge et d'environnement auxquels il est soumis mais aussi des facteurs d'intégrité dont l'état de surface constitue un facteur très important. Dans ce cas il est toujours nécessaire de tenir compte des paramètres définissant l'état de surface. Toutes imperfections superficielles apportées par le procédé de fabrication jouent un rôle primordial sur la tenue à la fatigue en service du composant. [5-6]

L'une des causes de l'abatement de la durée de vie des composants mécaniques en alliage d'aluminium est la corrosion [7]. L'anodisation se présente comme solution pour ce problème. Elle produit sur l'aluminium et ces alliages une couche d'oxyde d'aluminium dense, non conductrice, résistante à l'abrasion et d'une grande résistance à la corrosion et aux intempéries.

La présente étude vise à étudier l'influence des paramètres de découpage par électroérosion à fil et ceux de l'anodisation sur l'état de surface de l'alliage 7075-T651.

Dans une première étape, une analyse expérimentale de l'état de surface après élaboration par découpage par électroérosion à fil, selon le plan expérimental de Taguchi, est présentée. Suivie par l'étude des surfaces anodisées du point de vue topographie et morphologie.

2. MATERIAU ET METHODES

La composition chimique à la réception de l'alliage d'aluminium 7075T651 sujet de cette étude est présentée dans le Tableau 1.

Tableau 1. Composition chimique du **7075-T651** (poids %)

Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Ni	Ga	V	Al
5.1	2.1	1.2	-	-	-	0.18	-	-	-	-	RES
6.1	2.9	2	0.5	0.4	0.3	0.28	0.2	0.05	0.05	0.05	

Les usinages pour l'alliage 7075T651 sont réalisées sur une machine d'électroérosion à fil à commande numérique du type EZEEL CUT PLUS EZ-01. Le fil électrode est en cuivre de 0,25 mm de diamètre. Le lubrifiant utilisé est un mélange d'eau distillée et de l'huile Multicut SC 3% (1: 2). Les éprouvettes en 7075T651 sont usinées dans le sens de la longueur et ont une forme prismatique de 50 mm de longueur, de 20 mm de largeur et de 4 mm d'épaisseur. Les

échantillons obtenus représentent différents états de surfaces associées aux combinaisons des paramètres selon le plan expérimental de Taguchi à 3 paramètres et à 3 niveaux comme le montre le Tableau 2.

Une anodisation sulfurique incolore est finalement appliquée aux éprouvettes d'alliage d'aluminium.

Tableau 2. Paramètres de contrôle et leurs niveaux

Paramètre N°	Paramètre de contrôle	Symbole pour la valeur codée	Niveau		
			1	2	3
1	Temps ON d'impulsion (μ s)	TON	1	24	64
2	Temps Off d'impulsion (μ s)	TOFF	1	2	4
3	Courant de crête (A)	IP	1	2	3

3. TESTS ET CARACTERISATIONS

Différents tests sont effectués pour évaluer la topographie et la morphologie des surfaces usinées et anodisées. Les moyens utilisés sont :

- Un microscope à force atomique AFM du type Agilent 5600 LS. Les résultats sont présentés sous forme de micro graphies 3D à température ambiante et ceci afin de mesurer la rugosité de surface. Toutes les éprouvettes sont testées 5 fois et la valeur moyenne des rugosités obtenues est prise comme résultat final. La dimension de la surface mesurée est de $10 \times 10 \mu\text{m}^2$.
- Un microscope électronique à balayage à champ d'émission à ultra haute résolution SEM, Nova Nano-SEM 200 pour illustrer la morphologie des échantillons découpés et anodisés

4. RESULTATS, ANALYSE ET DISCUSSION

4.1. Analyse de la rugosité

Selon la méthode Taguchi, le rapport signal/bruit (S/N) est appliqué pour étudier l'influence de chaque paramètre de contrôle : temps marche d'impulsion (TON), temps arrêt d'impulsion (TOFF) et courant de crête (IP), sur la rugosité de surface (R_a). Le Tableau 3 indique le rapport S/N de la rugosité (R_a) de surface de l'alliage d'aluminium 7075-T651 obtenue par AFM et correspondant aux mesures expérimentales des surfaces découpées par électroérosion à fil à partir du réseau orthogonal L9.

Tableau 3. Paramètres de contrôle et réseau orthogonal standard L9

Paramètres de contrôle/niveaux			
Expérience N°	TON	TOFF	IP
1	1	1	1
2	1	2	2
3	1	3	3
4	2	1	2
5	2	2	3
6	2	3	1
7	3	1	3
8	3	2	1
9	3	3	2

Les valeurs des rapports S/N des paramètres de contrôle à différents niveaux de l'alliage d'aluminium 7075T651 sont présentées aux Tableaux 4 et 5 et tracées sur la Figure 1.

Tableau 4. Disposition expérimentale utilisant un réseau orthogonal L9

Expérience N°	TON	TOFF	IP	Ra	S/N Ratio
1	1	1	1	0.759	2.39516
2	1	2	2	0.884	1.07095
3	1	3	3	0.998	0.01739
4	2	1	2	1.024	-0.20600
5	2	2	3	1.113	-0.92990
6	2	3	1	0.899	0.92481
7	3	1	3	1.351	-2.61311
8	3	2	1	1.003	-0.02602
9	3	3	2	1.132	-1.07693

Tableau 5. Tableau de réponse pour les rapports S / N de l'alliage d'aluminium 7075T651

Niveau	TON	TOFF	IP
1	1,16117	-0,14131	1,09798
2	-0,07037	0,03834	-0,07066
3	-1,23868	-0,04491	-1,17521
Max-min	2,39985	0,17966	2,27319
Rang	1	3	2

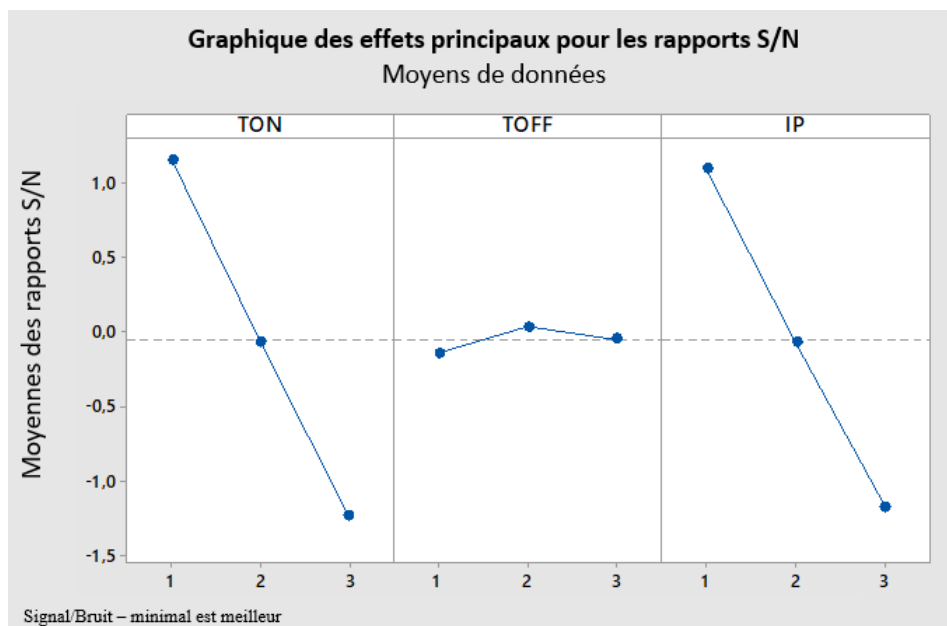


Figure 1 : Graphes des effets des paramètres de contrôle sur le rapport S/N de la rugosité de surface

A partir des rapports S/N et du rang de chaque paramètre de contrôle, on peut déduire que le TON a l'influence la plus forte sur la rugosité de surface (Ra) suivie par l'IP et enfin le TOFF. Les résultats montrent que la combinaison optimale des niveaux de paramètres d'usinage pour une rugosité de surface minimale correspond à 1 μ s TON, 2 μ s TOFF avec 1A IP.

Les éprouvettes ainsi obtenues ont subi un traitement d'anodisation sulfurique. Les surfaces anodisées sont étudiées par AFM. Le Tableau 6 indique la rugosité de surface de l'alliage d'aluminium 7075-T651 anodisé obtenue par AFM

Tableau 6. Rugosité de surface des éprouvettes tel que découpées et anodisées

Expérience N°	Ra	Ra Anodisé
1	0.759	0.875
2	0.884	0.929
3	0.998	1.09
4	1.024	1.12
5	1.113	1.23
6	0.899	0.962
7	1.351	1.46
8	1.003	1.09
9	1.132	1.33

Les résultats indiquent une augmentation de la rugosité de surface suite au traitement d'anodisation.

4.2 Analyse AFM

Les images 3D-AFM présentent des zones sombres et claires où le contraste le plus sombre correspond aux zones inférieures de la surface et le plus lumineux correspond au plus élevé[8]. Les microphotographies AFM révèlent que les surfaces contiennent des défauts d'usinage tels que les crêtes et des micro-globules formées par le matériau fondu pendant le procédé d'électroérosion et expulsées de la surface par la pression de décharge[9]. Les figures 2(a) et 2(b) montrent les échantillons obtenus avec la rugosité moyenne de surface la plus faible et la plus élevée respectivement.

L'AFM rapporte aussi l'impact important de l'anodisation sur les surfaces d'alliage 7075-T651. Les figures 2(c) et 2(d) montrent des fosses presque régulièrement réparties avec des dimensions pratiquement égales résultant du développement de la couche d'oxyde.

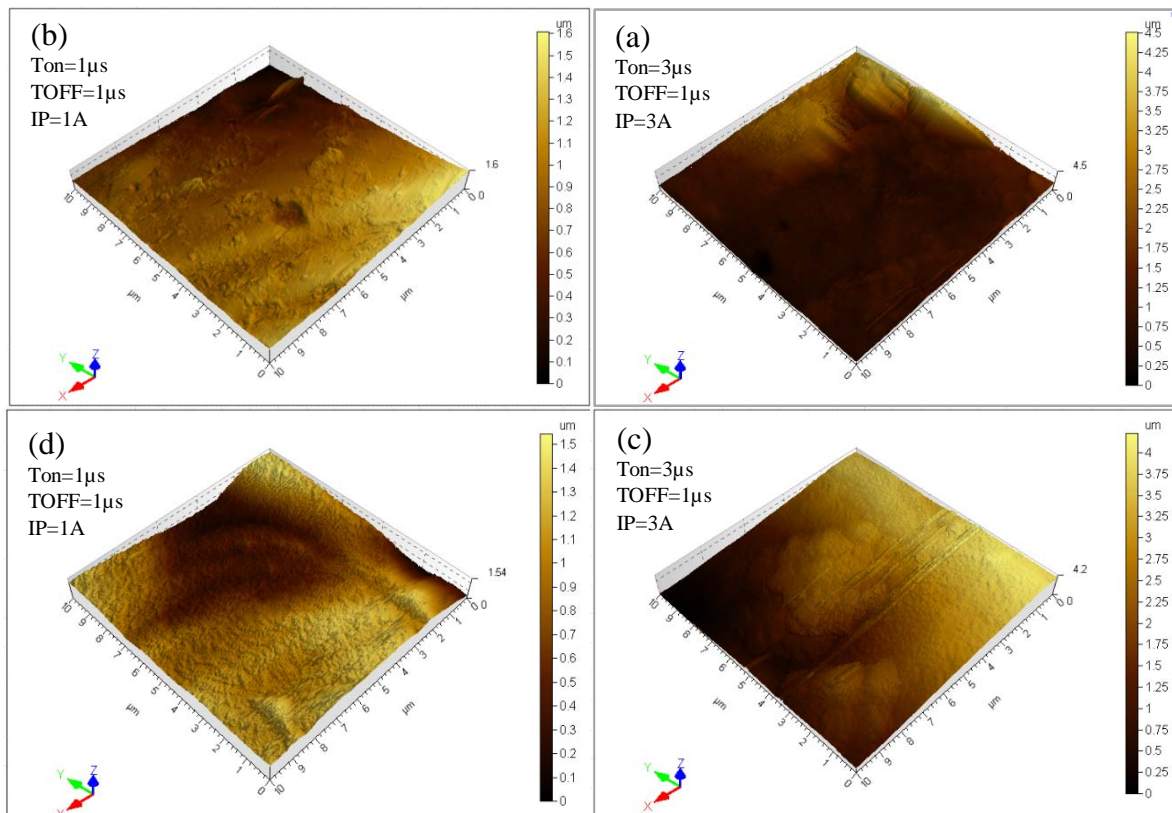


Figure 2. Images 3D des surfaces (a), (b) tel que découpées et (c), (d) anodisées

4.3 Analyse MEB

Les micrographies MEB des surfaces usinées et anodisées d'alliage d'aluminium 7075-T651 sont présentées dans la Figure 3.

On observe que la surface représente un lot irrégulier de cratères en chevauchement, des micro-globules et des débris fondus après usinage. Pendant le processus d'électroérosion à fil, la chaleur générée dans la plage de 8000-12000 °C entraîne une fusion et une évaporation locales du matériau de la pièce. La chaleur induit une pression de haut niveau qui est insuffisante pour l'évacuation totale du matériau en fusion. Le matériau fondu restant, se solidifie à la surface de l'échantillon usiné formant ainsi une topographie ondulée [10]. Au cours de la re-solidification de la matière en fusion pendant le TOFF, un peu de gaz est piégé pour former des cratères, des globules et des micro-vides.

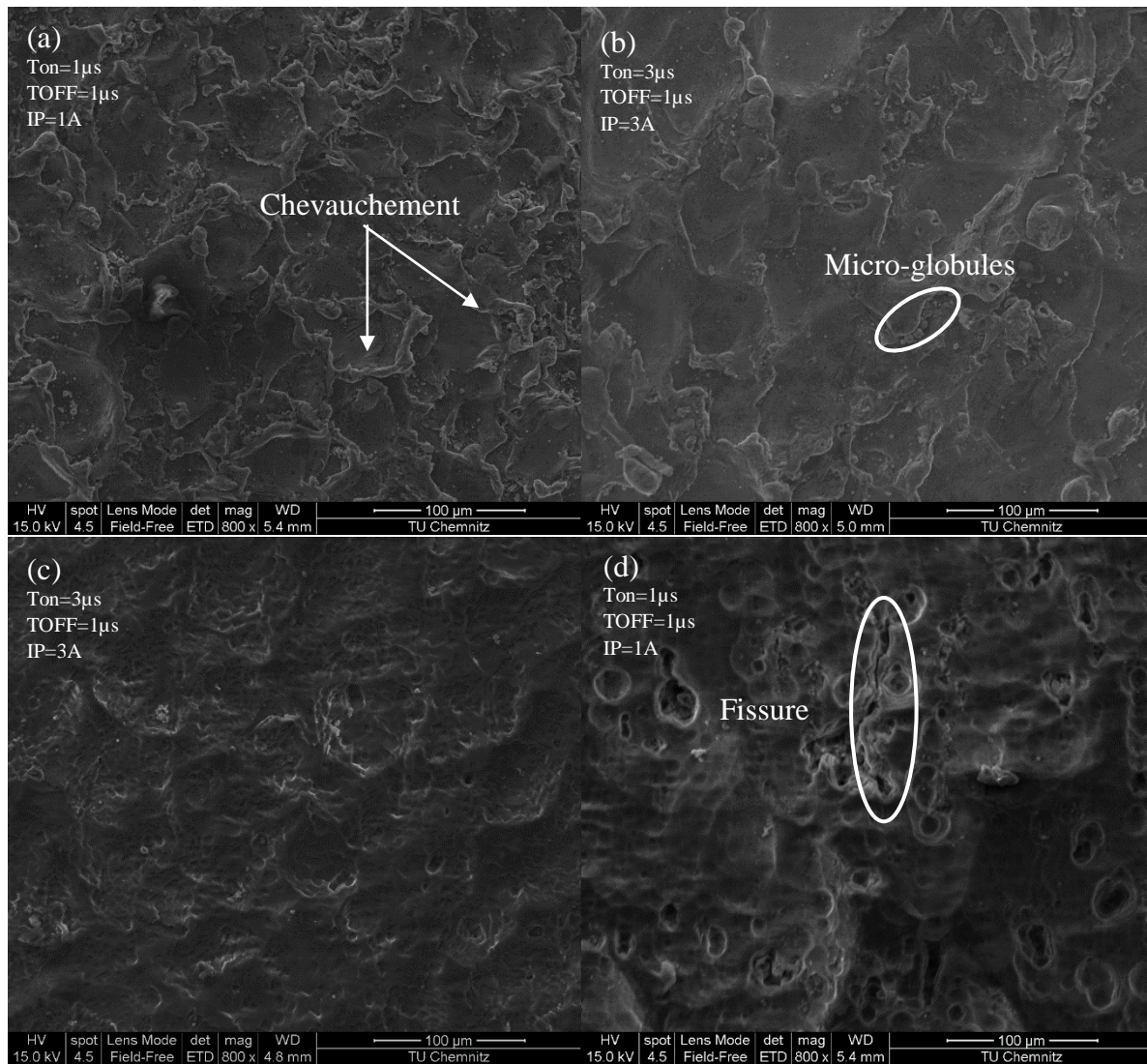


Figure 3. Micrographies MEB des surfaces : (a) et (b) usinées. (c) et (d) usinées et anodisées

Similaires aux micrographies AFM, les micrographies MEB des éprouvettes anodisées illustrent des fosses presque régulièrement réparties avec des dimensions pratiquement égales. De plus, on constate des fissures au niveau de la couche d'oxyde. En condition de service, ces fissures peuvent entraîner l'abatement de la tenue en fatigue des alliages d'aluminium 7075-T651 anodisés.

CONCLUSION

Sur la base de la conception des expériences TON, TOFF et IP sont sélectionnés comme paramètres de control de la machine pour l'usinage d'éprouvettes en alliage d'aluminium 7075-T651 par le processus d'électroérosion à fil. La surface est étudiée en termes de différents aspects. Les conclusions suivantes ont été retenues :

- A partir de l'étude AFM de la morphologie de surface et de l'analyse du rapport S/N, pour obtenir la plus faible rugosité de surface, la configuration suivante est recommandée TON = 1 μ s, TOFF = 2 μ s et IP = 1A.
- On constate à partir des micrographies MEB que la surface de chaque échantillon est couverte de cratères. La couche de cratère forme une topographie ondulée. De plus la couche d'oxyde anodique est sous forme de fosses presque régulièrement réparties avec des dimensions pratiquement égales
- Aucune fissure n'est détectée au niveau des surfaces produites par électroérosion à fil.
- Des fissures au niveau de la couche d'oxyde sont détectées à partir des micrographies MEB.

BIBLIOGRAPHIE :

- [1]S.Kumar, R.Singh, T.P.Singh, B.L. Sethi. Surface modification by electrical discharge machining: A review. *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009) 3675–3687
- [2] Starke ER, Staley JT. Application of modern aluminium alloys to aircraft. *Progress Aero Sci*32 (1996)131-172
- [3]Aluminum Alloys: Structure and Properties. L. F. Mondolfo (1976)
- [4] K.H. Ho, S.T. Newman, S. Rahimifard, R.D. Allen. State of the art in wire electrical discharge machining (WEDM).*International Journal of Machine Tools & Manufacture* 44 (2004) 1247-1259
- [5]D. Novovic, R.C. Dewes, D.K. A spinwall, W. Voice and P. Bowen, The effect of machined topography and integrity on fatigue life, *International Journal of MachineTools & Manufacture*, Vol. 44, pp. 125-134, 2004.
- [6]H. YAHYAOU1 , N. BEN MOUSSA, C. BRAHAM , N. BEN FREDJ , H. SIDHOM.Role of machining defects and residual stress on the AISI 304 fatigue crack nucleation.*Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 38(4),2014
- [7]Bing Liu, Xinxin Zhang, Xiaorong Zhou ,Teruo Hashimoto, JunjieWang.The corrosion behaviour of machined AA7150-T651 aluminium alloy.*Corrosion Science* 126 (2017) 265–271
- [8]Y.H.Guu. AFM surface imaging of AISI D2 tool steel machined by the EDM process.*J. Aplied Surface Science* 242 (2005) 245-250.
- [9]Gangaram Mandaloi, Subhash Singh, Pradeep Kumar, Kaushik Pal. Effect on crystalline structure of AISI M2 steel using tungsten–thorium electrode through MRR, EWR, and surface finish. *Measurement* 90 (2016) 74–84.
- [10]Muhammad Azam, Mirza Jahanzaib, Junaid Ali Abbasi, Musharaf Abbas, Ahmad Wasim, Salman Hussain. Parametric analysis of recast layer formation in wire-cut EDM of HSLA steel.*Int J Adv Manuf Technol* 87 (2016) 713-722

Impact du ratio $\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}$ sur le comportement rhéologique de solutions d'activation alcalines pour l'élaboration de matériaux géopolymères

Nouha Lahlou¹, Rabii Hattaf², Redouane Moussa², M. Ouazzani Touhami¹

¹ Faculté des Sciences Aïn chock, Université HassanII, Laboratoire de Mécanique, Casablanca, Maroc, nouhalahlou10@gmail.com

² Faculté des Sciences Aïn chock, Université HassanII, Laboratoire de Physico-Chimie des Matériaux Inorganiques, Casablanca, Maroc, rab.hattaf@gmail.com

Résumé :

Les géopolymères représentent aujourd'hui des matériaux innovants, utilisés dans plusieurs secteurs industriels, notamment le secteur des matériaux de construction en substitution aux matériaux cimentaires traditionnels. Ils sont généralement obtenus par l'action d'une solution d'activation alcaline (SAA) composée principalement de dioxyde de silicium (SiO_2) et d'hydroxyde de sodium (NaOH) et d'eau, sur une poudre d'aluminosilicates naturels ou synthétiques. Une meilleure optimisation des propriétés des géopolymères est liée à la maîtrise de leur formulation. Cette question continue de faire l'objet de plusieurs travaux. Les tests sur le comportement rhéologique de la SAA rentrent dans ce cadre et laissent entrevoir des voies de compréhension supplémentaires pour l'optimisation de cette formulation. Notre travail constitue une contribution dans ce sens et permet de mettre en évidence l'effet de la variation du ratio $\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}$ sur l'évolution de la viscosité de la solution d'une part, et sur la variation de la valeur de la fréquence critique f_c pour laquelle les modules de conservation élastique et de perte visqueuse sont comparables d'autre part.

1. Introduction

Les géopolymères continuent à susciter beaucoup d'intérêt de la part de la communauté scientifique en particulier et pour leur exploitation à grand échelle dans le cas général [1]. Des efforts importants sont déployés pour leur possible utilisation dans divers domaines (plastiques, céramiques, ciment portland) et ce au vu de leur bonne stabilité thermique, de leur résistance aux attaques acides et pour leur dotation de bonnes propriétés mécaniques [2,3].

Ces matériaux sont des polymères inorganiques obtenus par activation, à température ambiante, d'une source alumino-silicatée par une solution alcaline [4]. Leur formulation revêt une importance particulière [5] et se décline en deux étapes. La première consiste à préparer la solution d'activation alcaline « SAA » qui joue un rôle déterminant dans l'élaboration du produit fini, et la deuxième réside dans le mélange entre ce liquide interstitiel et entre une poudre solide alumino-silicatée. Ce mélange génère instantanément la formation d'une pâte qui évolue naturellement au niveau de sa structure et de sa consolidation en fonction des paramètres liés au contrôle de sa formulation mais aussi en fonction des paramètres liés à l'environnement de l'expérience [15].

Au regard de la littérature de ces cinquante dernières années, un nombre considérable d'études sur l'état solide de ces matériaux peut être recensé [5, 6, 7,8] mais très peu portent sur leur état frais et encore moins sur leur comportement rhéologique.

Nous nous intéressons ici à l'état frais de ces géopolymères et nous cherchons à mettre en place un moyen de contrôle pour contribuer à décrire et maîtriser leurs propriétés d'écoulement. Les conclusions de Wang et al portant sur les possibilités de prédiction du comportement rhéologique du produit fini à partir des propriétés rhéologiques de la solution d'activation alcaline, sont à la base de notre approche. Pour ce travail nous avons considéré en plus un ensemble de travaux dont notamment les études menées par Bell et Kriven qui portent sur la détermination de l'effet de la nature alcaline sur les propriétés macroscopiques du produit fini et celles de Xu et al qui se sont intéressés à l'effet de la formulation de cette solution sur la résistance mécanique du géopolymère. Pour l'ensemble de ces travaux, l'étude rhéologique s'avère être une approche intéressante dans la définition des conditions d'élaboration des géopolymères. Cette étude est déclinée en deux temps ; elle concerne d'abord la solution d'activation et ensuite le géopolymère à l'état frais. Elle est souvent couplée à un cahier de charge qui arrête au préalable les performances mécaniques recherchées pour le produit fini.

En vue d'une modélisation de ce processus, nous avons choisi de proposer dans ce travail une description détaillée du comportement rhéologique d'une solution de silicate de sodium (SiO_2 , Na_2O , H_2O) qui ne tient compte que des paramètres liés à sa formulation et à son environnement expérimental et ce, abstraction faite des conditions de son exploitation.

Notre contribution se décline à travers :

- L'élaboration d'une formulation mathématique permettant de passer des rapports molaires $R_1=\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}$ et $R_2=\text{H}_2\text{O}/\text{Na}_2\text{O}$ aux pesées des différents composants.
- La précision des protocoles d'élaboration des solutions envisagées.
- La définition et l'exploitation de modes opératoires permettant l'identification des comportements rhéologiques de ces solutions.
- L'étude des effets dus aux variations de la concentration en oxyde de sodium sur l'évolution de la viscosité de ces solutions et la variation de leurs propriétés viscoélastiques.

2. Première partie

1. Introduction d'une formulation pour les solutions d'activation de sodium :

La formulation mathématique de la solution d'activation alcaline est basée sur la définition de relations permettant le passage des ratios molaires R_1 et R_2 aux pesées des quantités que nous utilisons pour l'élaboration de cette solution. Elle a pour but de préciser ces quantités pour les différents cas rencontrés dans les travaux précédents ou seuls les ratios R_1 et R_2 sont introduits [12,13]. Elle permet aussi de résoudre les problèmes liés au calcul de ces rapports lorsque la solution d'activation est élaborée à partir d'une solution commerciale de silicate de sodium contenant (SiO_2 , Na_2O , H_2O) avec un ratio $\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}$ prédéfini mélangée à une solution d'hydroxyde de soude contenant des pastilles de sodium et de l'eau distillée. En effet, et compte tenu de leur définition la donnée $d_{80}R_1$ et R_2 permet de préciser le pourcentage de Na_2O à travers :

$$\% \text{Na}_2\text{O} = \frac{100}{R_1+R_2+1} \quad (\text{Eq.1})$$

Et de déduire les taux de SiO₂ et de H₂O dans la SAA. Ces taux décrivent respectivement la spéciation du silicium dans les oligomères de silicate et la dilution des espèces silicatées.

Pour 100g de solution commerciale, la masse totale de la solution d'activation alcaline correspondant aux rapports R₁ et R₂ est:

$$Q_1 = \frac{\text{Taux de SiO}_2 \text{ dans la solution commerciale}}{\text{Taux de SiO}_2 \text{ dans la solution d'activation alcaline}} * 100 \quad (\text{Eq.2})$$

Il en résulte alors les quantités suivantes correspondant respectivement à Na₂O, NaOH et H₂O :

$$Q_2 = \frac{Q_1 * \% \text{Na}_2\text{O}}{100} - \% \text{Na}_2\text{O}(\text{Sc})$$

$$Q_3 = 2 * \frac{\text{Masse Molaire (NaOH)}}{\text{Masse Molaire (Na}_2\text{O)}} * Q_2$$

$$Q_4 = \frac{Q_1 * \% \text{H}_2\text{O}}{100} - \% \text{H}_2\text{O}(\text{Sc})$$

Cette formulation de la solution d'activation alcaline permet donc de faire correspondre d'une façon biunivoque les quantités Q₂, Q₃ et Q₄ aux rapports R₁ et R₂

A partir de cette formulation nous avons été en mesure de retrouver toutes les valeurs affichées dans les travaux de Bourlon et de Steins relatives aux calculs des fractions massiques à partir de la donnée des ratios R₁ et R₂.

Nous avons aussi été en mesure de déterminer ces différentes quantités pour les exemples de solutions d'activation alcaline que nous considérons dans ce travail (cf. tab1)

SAA	R ₁	R ₂	Q(NaOH)	Q(H ₂ O)	Q(Sc.)
SAA-1	0.75	3,2	32,2684737	73	100
SAA-2	0.86	3,4	25,664693	63,6046512	100
SAA-3	1	3,65	19,3610842	54,5	100
SAA-4	1.1	3,83	15,8408871	49,4545455	100
SAA-5	1.2	4,017	12,9073895	45,425	100
SAA-6	1.4	4,37	8,29760752	38,6428571	100
SAA-7	1.5	4,55	6,45369474	36	100
SAA-8	1.75	5	2,76586917	30,7142857	100
SAA-9	2	5,45	0	26,75	100

Tableau 1: Formulation des échantillons étudiés

2. Protocole d'élaboration de la solution d'activation alcaline:

Ces solutions de silicate alcalines sont synthétisées à partir de la solution de silicate de sodium (15% de Na₂O, 30% de SiO₂ et 55% de H₂O) commercialisée par Cadilhac. Le choix de cette solution est justifié tout d'abord par sa pureté 98 % et ensuite par sa stabilité chimique qui rend sa manipulation facile et sans risque. [5,6]

On procède alors à la dissolution des pastilles de soude (NaOH) dans l'eau distillée sous une agitation magnétique de 6 tr/s pendant une heure avant d'ajouter la solution commerciale. Le mélange ainsi obtenu est sollicité par la même agitation pendant deux heures afin d'assurer l'équilibre chimique entre les espèces silicatées. Neuf ratios molaires ont été préparés (cf. tab1).

3. Mode opératoire des tests rhéologiques :

L'étude du comportement rhéologique des solutions que nous considérons dans ce travail est menée à l'aide d'un rhéomètre rotatif (Rheostress I de chez Haake) fonctionnant à vitesse imposée ou à contrainte imposée (fig.1) et piloté par le logiciel Rhéowin. Ce rhéomètre, de faibles dimensions caractéristiques, permet d'étudier fondamentalement les propriétés d'écoulement d'un liquide, d'une suspension, d'une pâte, etc... Nous avons retenu la cellule plan-plan dite PP60 pour laquelle le plan inférieur est fixe et le plan supérieur est mobile (fig.2). Cette géométrie présente²⁸¹ pour cette étude un double avantage ; d'abord une facilité de manipulation et ensuite le besoin pour les tests d'un faible volume d'échantillon. [12]

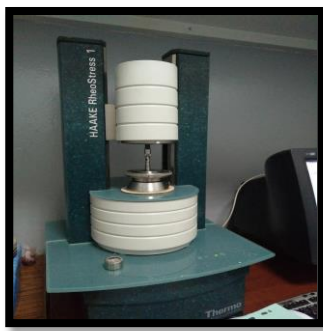


Figure 1: Rhéomètre rotatif Rheostress1

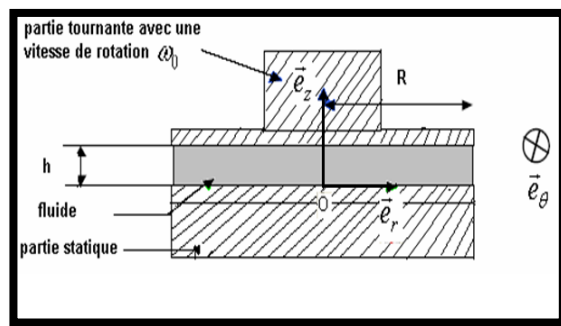


Figure 2: Géométrie Plan-Plan

Trois types de régime d'écoulement sont retenus :

- Un régime quasi-stationnaire permettant la détermination des rhéogrammes et le suivi de l'évolution de la viscosité en fonction du taux de cisaillement à différents ratios molaires R1 et R2. Pour ce faire, la solution d'activation alcaline est soumise à un signal triangulaire à vitesse imposée allant de 0 à 100 s⁻¹ pour un temps de montée de 300s.
- Un régime transitoire dont le but est de déterminer la fonction fluage, il s'agira ici de la déformation subie par la solution testée lorsqu'on impose une contrainte de 1Pa pendant 300s.
- Un régime oscillatoire permettant de préciser les modules de perte et de conservation dans le domaine du comportement linéaire, il s'agit d'un signal avec un balayage en fréquence [1,20 Hz] et à contrainte imposée.

3. Seconde partie

1. Résultats et analyses

1.1 En régime quasi-stationnaire

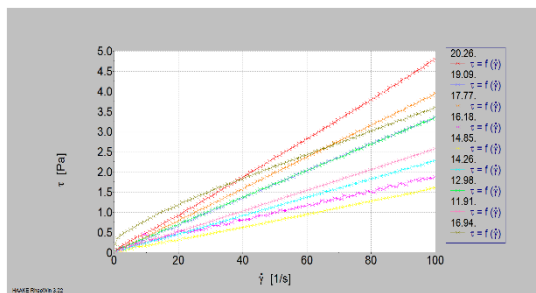


Figure 3: Rhéogrammes des différentes formulations

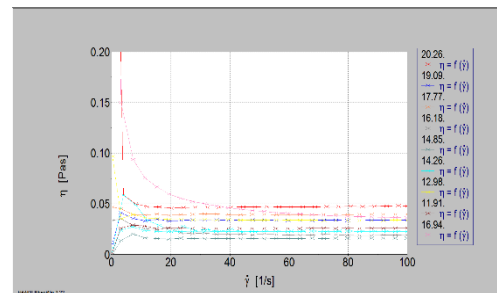


Figure 4: L'évolution de la viscosité pour différentes formulations

Sur le plan qualitatif les résultats obtenus dans ce cas sont en accord avec les travaux précédents. Le comportement de ces solutions reste newtonien lorsqu'on fait varier l'un ou l'autre des deux rapports R1 ou R2 [5.6] (Eq.1) (fig.4). Néanmoins et au vu du rôle déjà observé portant sur l'effet de l'activation alcaline sur le processus de la géopolymérisation (Alonso et al.) d'une part, et compte tenu de l'équation 1 d'autre part, nous présentons sur le tableau 2 les valeurs des pourcentages de l'oxyde de sodium pour les rapports R1 et R2 considérés et nous portons sur la figure 5 l'évolution de la viscosité en fonction de ce paramètre ; ce dernier affecte de façon directe la somme des ratios R1+R2, et permet d'intégrer au moins, sur le plan théorique, un ensemble de cas pour lesquels cette somme reste constante.

SAA	R2	R1	%Na2O
SAA-1	3,2	0,75	20,2020202
SAA-2	3,4	0,86	19,0114068
SAA-3	3,65	1	17,699115
SAA-4	3,83	1,1	16,8634064
SAA-5	4,017	1,2	16,0849284
SAA-6	4,37	1,4	14,7710487
SAA-7	4,55	1,5	14,1843972
SAA-8	5	1,75	12,9032258
SAA-9	5,45	2	11,8343195

Tableau 2: les valeurs des pourcentages de l'oxyde de sodium pour les rapports R1 et R2 considérés

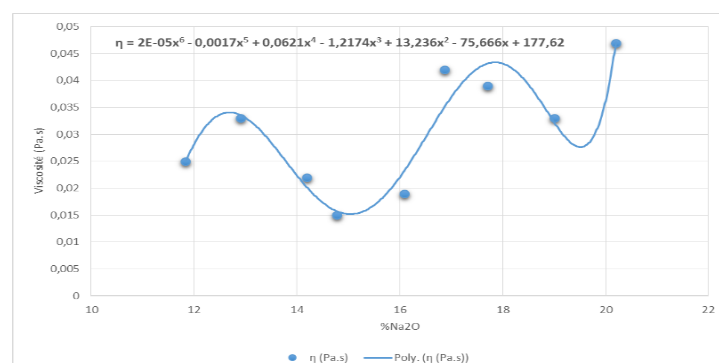


Figure 5 : Evolution de la viscosité en fonction de %Na₂O

En plus et conformément à une logique de contrôle, nous proposons dans ce travail une expression mathématique (fig.5) pour décrire, sur les intervalles d'étude considérés (tab.2), l'évolution de la viscosité en fonction des variations de cette concentration. L'exploitation de cette relation de façon inverse serait à notre sens d'un apport considérable pour la prédiction des valeurs de %Na₂O qui agissent implicitement sur les valeurs des ratios R₁ et R₂ pour une solution donnée.

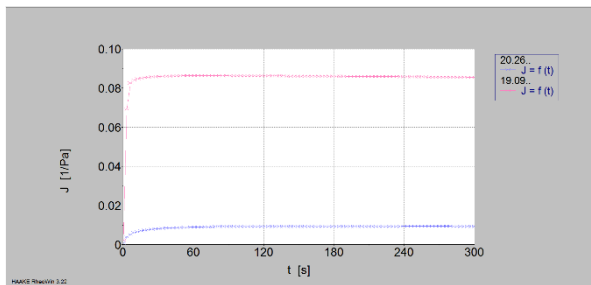
Cette expression obtenue à l'aide d'une régression polynomiale est donnée par :

$$\eta = 2E-05x^6 - 0,0017x^5 + 0,0621x^4 - 1,2174x^3 + 13,236x^2 - 75,666x + 177,62$$

Où x représente le pourcentage en oxyde de sodium (%Na₂O) et η la viscosité en Pa.s

A l'aide de cette expression, on vient consolider les protocoles de contrôle des formulations des solutions d'activation alcalines en régime quasi-stationnaire d'une part et optimiser les processus de leur utilisation en milieu industriel d'autre part.

1.2 En régime transitoire :



Les tests menés en configuration transitoire ont permis de montrer pour les cas où 19.01 < x < 20.26 que la fonction fluage est analogue à celle obtenue à partir d'un modèle de Kelvin Voigt (fig.6)

$$f(t) = J \left(1 - e^{-t/\lambda_1} \right)$$

Où J représente une élasticité retardée et λ₁ un temps de retard.

Figure 6: La fonction fluage de 19.01 < x < 20.26

%Na ₂ O	J (1/Pa)	λ (s)
20.26	0.011	3.795
19.09	0.0876	1.707

Tableau 3: les paramètres de la fonction fluage

1.3 En régime oscillatoire

Les mesures en mode oscillatoire sont effectuées pour tenir compte de la dualité entre la viscosité et l'élasticité, le module de perte ou de dissipation d'énergie caractérisant le comportement visqueux et le module de conservation décrivant le comportement élastique [14]. Pour les relevés des variations de ces modules en fonction des fréquences imposées, il est nécessaire de déterminer au préalable les plages de variation des contraintes permettant de rester dans le cadre d'une évolution linéaire [16]. La figure 7 montre que ceci est le cas lorsque la contrainte imposée varie entre 1 et 100Pa.

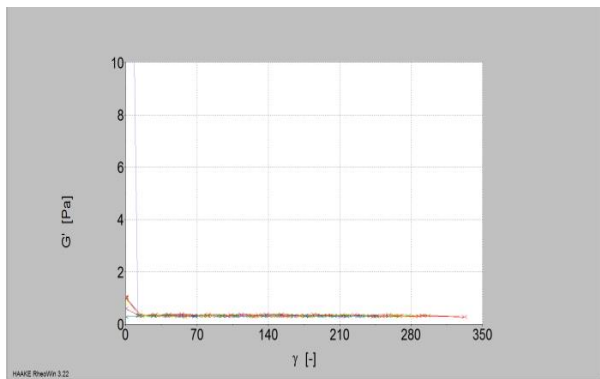


Figure 7: Domaine de la viscoélasticité linéaire

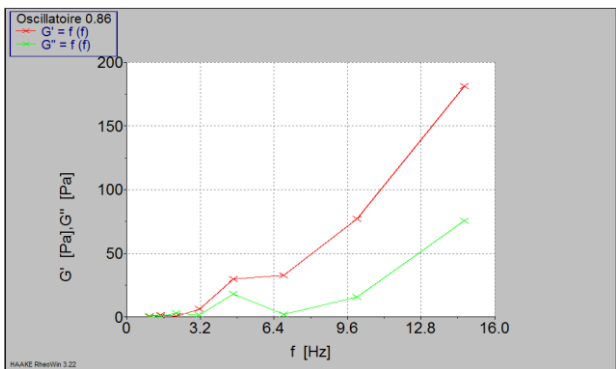


Figure 8: Evolution des propriétés viscoélastiques

On observe sur la figure 8 une prédominance²⁸³ du comportement élastique dans toute la plage de fréquence considérée pour le cas où x = (%Na₂O) = 17.69 ; ce qui est en conformité avec les résultats

dégagés à partir de l'expérience de fluage montrée ci-dessus. Un comportement similaire est observé pour les autres valeurs de x.

De ce fait, un paramètre de contrôle supplémentaire est introduit. Il s'agit de l'évolution du module élastique en fonction de la concentration en oxyde de sodium. Pour les solutions d'activation considérées, cette évolution est décrite par les expressions ci-dessous comme montrée sur la figure 10. Notons que le suivi de cette évolution a déjà été abordé par Poulesquen et al mais uniquement en fonction de la nature de l'activateur alcalin. (fig.9):

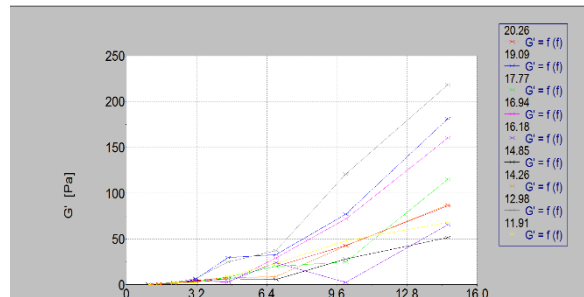


Figure 9: Evolution de G' en fonction de la fréquence pour différentes valeurs de x

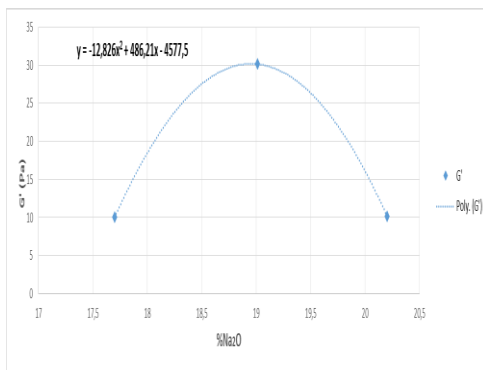


Figure 10.a

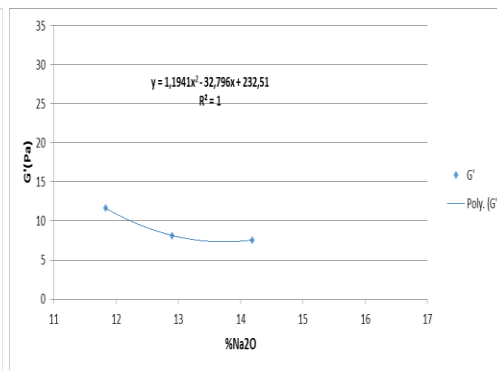


Figure 10.b

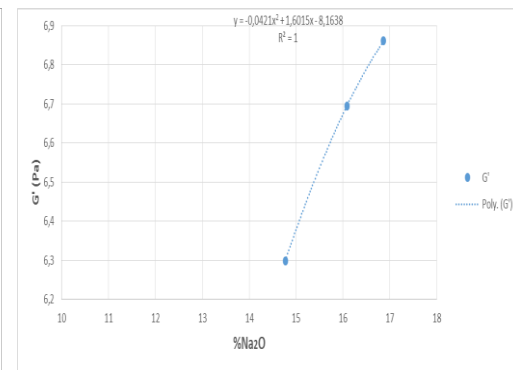


Figure 10.c

Figure 10: Evolution de G' en fonction du %Na₂O

- a- Pour $20.20 < x < 19.01$ $G' = -12,826x^2 + 486,21x - 4577,5$
- b- Pour $14.77 < x < 17.69$ $G' = -0,0421x^2 + 1,6015x - 8,1638$
- c- pour $11.83 < x < 14.18$ $G' = 1,1941x^2 - 32,796x + 232,51$

Ce résultat constitue à notre sens un apport supplémentaire pour le contrôle de l'évolution des écoulements des géopolymères à l'état frais.

2. Conclusion :

Dans ce travail, nous avons été en mesure de mettre en évidence des aspects liés d'une part à la formulation des solutions d'activation alcaline à base de sodium pour la synthèse des géopolymères et d'autre part à l'effet du pourcentage en oxyde de sodium sur le comportement rhéologique de ces solutions. Ces aspects concernent :

- ❖ La formulation mathématique de la solution d'activation alcaline qui est basée sur la définition de relations permettant le passage des ratios molaires R_1 et R_2 aux pesées.
- ❖ L'étude du comportement rhéologique de ces solutions en régime quasi-stationnaire ; ce comportement reste newtonien lorsqu'on fait varier l'un ou l'autre des deux rapports R_1 ou R_2
- ❖ La détermination de l'évolution de la viscosité en fonction de la concentration en oxyde de sodium; on observe que ce paramètre affecte de façon directe la somme des ratios $R_1 + R_2$, et permet d'intégrer au moins, sur le plan théorique, un ensemble de cas pour lesquels cette somme reste constante. Une relation empirique permettant de décrire l'évolution de la viscosité en fonction du pourcentage de %Na₂O pour les domaines de variation considérés.

- ❖ L'identification en régime oscillatoire de la prédominance du comportement élastique des solutions considérées pour la plage de fréquence retenue pour nos tests. Dans ce cas aussi, des formules empiriques permettant de suivre l'évolution de G' en fonction de %Na₂O sont introduites.

Les expressions empiriques introduites dans ce travail constituent à notre sens un apport considérable pour l'optimisation des procédés d'élaboration des solutions d'activation alcaline et pour le suivi et le contrôle de leurs écoulements en géométrie confinée.

3. Bibliographie

- [1] K. Komnitsas, D. Zaharaki, A. Vlachou, G. Bartzas, M. Galetakis, Effect of synthesis parameters on the quality of construction and demolition wastes (CDW) geopolymers, *Adv. Powder Technol.* (2014).
- [2] J. Davidovits *Journal of Thermal Analysis, GEOPOLYMERS Inorganic polymeric new materials* Vos 37 (1991)1633-1656.
- [3] J. Davidovits *Geopolymer, Green Chemistry and Sustainable Development Solutions* 2005
- [4] John L. Provis *Geopolymers and other alkali activated materials: why, how, and what?*
- [5] Prune STEINS *Influence des paramètres de formulation sur la texturation et la structuration des géopolymères*
- [6] Arnaud Bourlon. *Physico-chimie et rhéologie de géopolymères frais pour la cimentation des puits pétroliers. Chimie-Physique [physics.chem-ph]. Université Pierre et Marie Curie - Paris VI, 2010. Français. <pastel-00555812*
- [7] A. Aboulayt, Faculté des Sciences Ain Chock, Université HASSANII Casablanca, Thèse de Doctorat, *Elaboration et caractérisation d'un nouveau matériau géopolymère à base d'argile*, Décembre 2014.
- [8] A. Aboulayt, M. Riahi, M. Ouazzani Touhami, H. Hannache, M. Gomina, R. Moussa *Properties of metakaolin based geopolymer incorporating calcium carbonate* 2017
- [9] Aurelie Favier. *Mécanisme de prise et rhéologie de liants géopolymères modèles. Matériaux. Université Paris-Est, 2013. Français. <tel-00878911v1>*
- [10] A. Favier, Habert. d'Espinose de Lacaille, N. Roussel: *Mechanical properties and compositional heterogeneities of fresh geopolymer pastes* 2013
- [11] E. Hermann, C. Kunze, R. Gatzweiler, G. Kießig, J. Davidovits, *Solidification of various radioactive residues by Géopolymère with special emphasis on long-term-stability*, in: *Géopolymère'99 Proceeding*, 1999, pp. 211–228.
- [12] Palomo, A., Banfill, R.F.G., Fernandez-Jimenez, A. & Swift, D.S. *Properties of alkali activated fly ashes determined from rheological measurements.*
- [13] A. Poulesquen, F. Frizon, D. Lambertin *Atomic Rheological behavior of alkali-activated metakaolin during geopolymerization.*
- [14] *The effect of alkali and Si/Al ratio on the development of mechanical properties of metakaolin-based geopolymers:* P. Duxson, S.W. Mallicoate, G.C. Lukey, W.M. Krivenko, J.S.J. van Deventer *Colloids and Surfaces A: Physicochem. Eng. Aspects* 292 (2007) 8–20
- [15] *Geopolymer Chemistry and Applications* Par Joseph Davidovits 2008
- [16] Ghania BENBELKACEM, *Viscoélasticité et écoulements de fluides structurés*

Utilisation des huiles recyclées pour le décoffrage du béton - Etude de l'esthétique des parements

¹Libessart Laurent, ¹Djelal Chafika, ²Joly Nicolas, ²Depraetere David, ²Martin Patrick, ¹Vanhove Yannick

¹Univ. Artois, EA 4515, Laboratoire de Génie Civil et géo-Environnement, Béthune, France, laurent.libessart@univ-artois.fr

²Univ. Artois, IUT de Béthune, F-62400 Béthune, France, nicolas.joly@univ-artois.fr

Résumé :

Le but de cette étude est de rationaliser et de systématiser les formulations des huiles de démoulage recyclées afin de confirmer leur pouvoir décoffrant. En effet, une entreprise spécialiste de la récupération et du traitement des huiles usagées a mis au point différents procédés permettant de générer des huiles industrielles ayant déjà été utilisées. Un marché pour cette entreprise concerne les huiles de décoffrage. Afin de valoriser les propriétés de ces huiles, une étude des propriétés physico-chimiques a été effectuée dans un premier temps puis une étude portant sur l'esthétique des parements est réalisée à vue et par analyse d'images. Les résultats obtenus ont été comparés à une huile à base végétale commercialisée.

1. Introduction

Très répandus dans l'industrie du bâtiment et de la préfabrication, les agents de démoulage sous forme d'huile ou d'émulsion sont utilisés pour faciliter le démoulage du béton et protéger les surfaces des coffrages contre la corrosion afin de prolonger la durée de vie des coffrages [1]. Sur le terrain, l'agent de décoffrage est appliqué par pulvérisation dans la majorité des cas. La connaissance des mécanismes se déroulant à l'interface béton/paroi, en présence des agents de démoulage permet d'aider les fabricants à établir des formulations répondant aux exigences des utilisateurs [2]. La qualité finale des parements dépend aussi des caractéristiques physico-chimiques des produits démoulants utilisés. Ils doivent être choisis en fonction de la nature du coffrage et de leur compatibilité avec les peaux coffrantes [3]. Ils doivent être appliqués de manière homogène sur l'ensemble du coffrage, sur une surface propre, en couches minces, d'épaisseur uniforme. La buse du pulvérisateur doit être adaptée. Il faut retirer l'excédent du produit au chiffon ou à l'aide d'une raclette si nécessaire. L'épaisseur du film d'huile est un paramètre essentiel pour l'obtention de « beaux » parements. Le but de cette étude est de rationaliser et de systématiser les formulations des huiles de démoulage recyclées afin de confirmer leur pouvoir décoffrant. En effet, une entreprise spécialiste de la récupération et du traitement des huiles usagées a mis au point des procédés permettant de régénérer des huiles industrielles de type « claires » telles que les huiles diélectriques, hydrauliques, de coupe entières, minérales et végétales. Les différentes étapes de régénération sont une déshydratation des huiles avec teneur en eau < 500 ppm, une filtration jusqu'à 1 µm et une ré-additivation aux normes suivant un cahier des charges défini avec le client. 98% des huiles sont valorisées sous la forme d'huile de base pour l'industrie tandis que les produits résiduels sont traités en centre de valorisation énergétique comme appoint. Un marché pour cette entreprise concerne les huiles de décoffrage. Afin de valoriser les propriétés de ces huiles, une étude de la composition et des propriétés physico-chimiques a été effectuée dans un premier temps sur des huiles recyclées à base végétale. Puis, une étude portant sur l'esthétique des parements a été effectuée par analyse d'images. Les résultats obtenus ont été comparés à une huile à base végétale commercialisée. La conclusion de cette étude montre que les huiles recyclées sont tout à fait adaptées pour le décoffrage du béton.

2. Les huiles de décoffrage

Les agents de démoulage sélectionnés sont de base végétale avec: une huile entière et deux huiles recyclées. Le tableau ci-dessous présente les différentes caractéristiques :

Nature de l'huile	Base végétale recyclée	Base végétale recyclée avec solvant	Pur végétale commercialisée
Référence	R1	R2	V1
Couleur	Bleu - vert	Bleu-vert	Jaune clair
Densité	0,98	0,88	0,91

Tableau 1. Caractéristiques des huiles testées

Les trois échantillons d'huile végétale ont été analysés pour déterminer leurs indices d'acides, de saponification et d'iode (I_i) selon les normes NF EN ISO 660 (Septembre 2009)¹, NF EN ISO 3657 (Septembre 2013)² et NF EN ISO 3961 (Septembre 2013)³ respectivement.

1 NF EN ISO 660 Septembre 2009. Corps gras d'origines animale et végétale - Détermination de l'indice d'acide et de l'acidité.

2 NF EN ISO 3657 Septembre 2013. Corps gras d'origines animale et végétale - Détermination de l'indice de saponification

3 NF EN ISO 3961 Septembre 2013. Corps gras d'origines animale et végétale - Détermination de l'indice d'iode

L'indice d'acide (I_A) est défini comme la masse de potasse en milligramme nécessaire pour neutraliser les acides gras libres dans 1 gramme de corps gras. De même, l'indice de saponification (I_S) est la masse de potasse en milligramme nécessaire à neutraliser les acides gras libérés par saponification d'1 gramme de corps gras. Ces différents indices permettent de déterminer la masse molaire moyenne (MM, en g/mol) du corps gras ainsi que le nombre d'insaturations ($n=$) par molécule de corps gras.

A noter que les mesures n'ont pas été réalisées sur l'échantillon R2 puisque celui-ci n'est en fait que l'échantillon R1 solvato. Les caractéristiques du corps gras présent dans l'échantillon R2 sont donc les mêmes que celles de R1. Les caractéristiques des huiles V1, R1 et R2 sont décrites dans le Tableau 2.

	I_A mg KOH/g pdr	I_S mg KOH/g pdr	MM g/mol	I_I mg KOH/g pdr	$n=$
V1	15.3	185.1	909.1	112.4	4
R1 et R2	14.3	198.5	849	91	3

Tableau 2. Compositions des huiles testées

Le tableau 2 montre que la base recyclé R1 a une composition chimique proche de l'huile végétale V1. Sa masse molaire et son indice d'iode sont légèrement supérieures.

1. Propriétés rhéologiques des huiles

Les propriétés rhéologiques des huiles de démoulage jouent un rôle primordial sur le comportement de l'interface béton/huile/coffrage. Elles influencent directement la mouillabilité et la qualité finale du parement [6, 7]. La viscosité des deux huiles est déterminée à l'aide d'un viscosimètre HAAKE VT550 à vitesse imposée, équipé d'un cône (PK5) de 1° (Figure 1). Pour obtenir des mesures correctes, il est nécessaire, après avoir déposé l'huile sur le plateau, d'attendre entre 5 à 10 min afin de permettre à l'huile d'atteindre la température voulue. Il faut éviter toute variation de température pendant la phase d'essai, pour ne pas fausser la mesure. Les mesures de la viscosité ont été réalisées à température constante (10°C, 20 °C et 40°C). Le tableau 3 présente les viscosités dynamiques obtenues par la moyenne de 3 essais.



Figure 1. Viscosimètre HAAKE VT550

Ref.	Viscosité à 40°C (mPa.s)	Viscosité à 20°C (mPa.s)	Viscosité à 10°C (mPa.s)
R1	30.6	42.0	79.2
R2	4.8	5.8	17.6
V1	19.1	23.4	27.2

Tableau 3. Viscosités dynamiques à 10°C, 20°C et 40°C

Les viscosités dynamiques à 20°C sont comprises entre 6 et 42 mPa.s, ce qui correspond aux gammes utilisées en BTP. La présence du solvant dans R2 diminue la viscosité de la base R1, l'application sera davantage homogène sur la surface du coffrage. Il faudra tout de même être vigilant avec le surdosage et ainsi éviter les coulures d'huiles.

2. Tension de surface

La tension superficielle Liquide/Vapeur d'un liquide est liée à la valeur de l'angle de contact formé par une goutte sur un support [8]. Les angles de contact sont une manifestation physique facilement observable des concepts plus fondamentaux d'énergie et de tension superficielle. Cette faculté détermine les propriétés de la mouillabilité et l'adhérence d'un film, ce qui permet de prédire les propriétés d'un revêtement. La valeur d'énergie d'adhésion liquide/solide est représentative de la résistance d'adhésion entre le liquide et le support.

Les énergies d'adhésion sont déterminées d'après l'équation de Zisman [9] :

$$\omega_{LS} = \gamma_{LV} \times (1 + \cos \theta) \quad (1)$$

Pour déterminer l'énergie d'adhésion Solide/Liquide, il est nécessaire de mesurer l'angle de contact de l'huile et la tension superficielle liquide/vapeur.

La mesure de la tension superficielle Liquide/Vapeur a été effectuée par la méthode de la lame de Wilhelmy à 20°C. L'appareil utilisé est un tensiomètre de la société CAD muni d'une lame en platine (Figure 2). Dans cette méthode, une fine plaque de platine est accrochée à une balance de Kahn puis immergée dans un liquide contenu dans un réservoir. La tension superficielle se manifeste par le ménisque qui se forme le long de son périmètre. L'angle de contact des matériaux est déterminé avec un goniomètre de poche de type PGX (Figure 3). Cet appareil mesure l'angle de contact à l'interface entre une goutte de liquide et la surface du substrat sur laquelle elle est déposée. La surface de coffrage utilisée est neuve [4]. Elle est homogène et ne présente pas de défauts ou de particularités liées à son laminage. La rugosité mesurée est de 1,27 µm [5]. Le tableau 4 présente les valeurs de tension superficielle Liquide/Vapeur de mouillabilité et les énergies d'adhésion. Trois essais sont réalisés par huile.



Figure 2. Tensiomètre CAD



Figure 3. Goniomètre

Ref.	Tension superficielle L/V (mN/m)	Angle de Goutte (°)	Energie d'adhésion (mN/m)
R1	35.8	15.8	70.3
R2	31.1	15.4	61.0
V1	33.6	19.5	65.3

Tableau 4. Valeurs des paramètres de tension de surface

Les tensions superficielles L/V sont proches comprises entre 25 et 35 mN/m. Ces valeurs correspondent aux travaux antérieurs réalisés sur d'autres agents de démoulage [5]. Il avait été montré qu'une valeur de 30mN/m permettait une bonne valeur de l'énergie adhésion. Le solvant tend à réduire la tension superficielle de l'huile R2. Les angles de goutte des formulations recyclées sont plus faibles que l'huile commerciale ce qui leur permet un meilleur étalement. Les énergies d'adhésion sont proches, les huiles sélectionnées possèdent de bonnes tensions de surface.

3. Etude de l'esthétique des parements par analyse d'images

1. Le béton

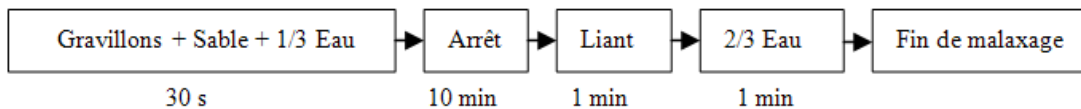
Le ciment utilisé est un ciment portland de type CEM I 52,5 CP2. Le béton utilisé pour l'étude de l'esthétique des parements est un béton traditionnel possédant 28% de pâte. L'ouvrabilité mesurée au cône d'Abrams doit être comprise entre 12 et 14 cm. La formulation est donnée tableau 5.

Bétons	B28
Volume de pâte (%)	28
Ciment CEM I 52,5 CP2 (kg/m ³)	232
Filler calcaire (kg/m ³)	77
Sable de l'Oise 0/4 (kg/m ³)	838
Gravillon concassé 4/8 (kg/m ³)	287
Gravillon concassé 6/20 (kg/m ³)	778
Eau (l)	176
Rapport (E/L)	0,57

Tableau 5. Caractéristiques du béton utilisé

La confection des bétons nécessite un mode de malaxage bien défini. La norme NF P 18-404 intitulée «Bétons – Essais d'étude, de convenance et de contrôle – Confection et conservation des éprouvettes») a été prise en compte.

La procédure de malaxage a été effectuée à partir de matériaux secs suivant ce protocole :



2. Le coffrage

Les coffrages métalliques sont couramment utilisés dans le bâtiment. Ils permettent de rationaliser la mise en œuvre du béton et contribuent à l'amélioration de la productivité du chantier. Leurs possibilités de réemploi sont appréciables pour des éléments à caractère répétitif : voiles verticales, planchers et poteaux.

Pour analyser les parements, des moules 30*30*30 cm³ sont employés. Le béton est coulé en trois couches. Chaque couche est vibrée en 5 points de 10 secondes avec une aiguille vibrante de 40mm de diamètre (Figure 4). Les huiles étudiées ont été appliquées par pulvérisation. L'application a été faite sans coulures ni surcharges.



Figure 4. Mise en œuvre du béton dans le moule

3. L'analyse d'images

Le défaut le plus significatif pour un parement est la variation de teinte. C'est la différence visuelle entre des zones de grandes surfaces juxtaposées [10, 11]. Ce genre d'altération affecte généralement le béton sur plusieurs millimètres d'épaisseur. Il existe deux types de variation de teinte, les variations entre différentes gâchées de béton sur un même parement et les variations sur une même gâchée. Une échelle de notation

de 7 niveaux de gris a été élaborée par le CIB [12] (Figure 5). La norme française P18-503 permet également d'apprécier les aspects de surface d'un parement en béton [13]. La norme se base sur trois critères de caractérisation : planéité, texture (bullage) et teinte. Pour l'analyse des parements et des surfaces de coffrage, la première photo est prise 24h après décoffrage pour les parements. L'aspect du parement, le microbullage, le poussiérage, l'encrassement, l'ombrage et les points d'accroche sont les paramètres qui vont caractériser la qualité du décoffrage [4].

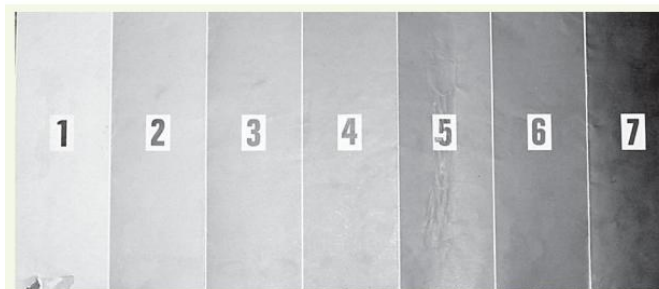


Figure 5. Echelle de gris du CIB

L'analyse de la variation de teinte est définie par analyse d'images. Les parements obtenus ont été photographiés à 1 jour, 3 jours et 7 jours après le décoffrage. Les blocs de béton sont décoffrés 12h après le coulage et sont ensuite stockés dans le laboratoire à une température de 20°C +/- 2°C et à une humidité constante de 60% +/- 5%.

La première étape de la mesure consiste en un examen général du parement avec prise de clichés photographiques de l'aspect global.

Pour effectuer cette détermination, il convient de réaliser les opérations suivantes :

- Caractériser la teinte moyenne à l'aide du nuancier [12].
- Eliminer les artéfacts liés aux bords de surface.
- Effectuer le calcul de la surface totale du parement.
- Déterminer le taux de variation de teinte.

Deux logiciels sont utilisés : GIMP 2.8 et ImageJ 1.48. Les parements obtenus sont présentés respectivement pour 1 jour, figure 6 et pour 7 jours, figure 7.



Figure 6. Parement en béton de R1, R2 et V1 à 1 jour

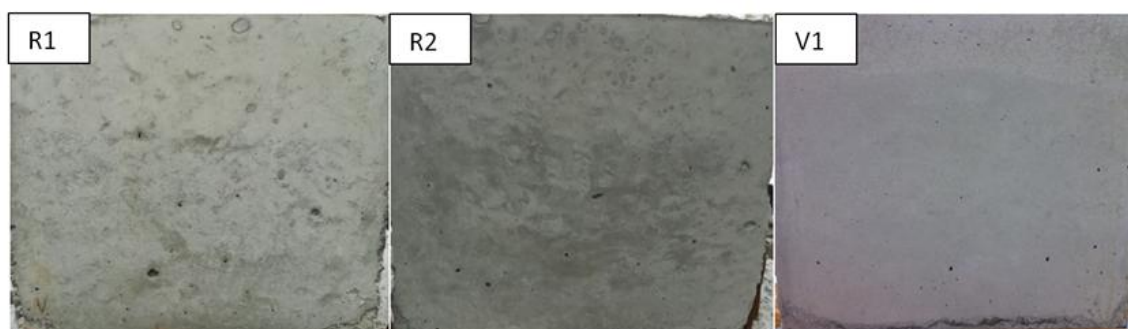


Figure 7. Parement en béton de R1, R2 et V1 à 7 jours

Dans un premier temps, la photo est ajustée pour obtenir une image sans arrière-plan pouvant influencer l'analyse d'image. Dans un deuxième temps, la teinte, la luminosité et la saturation sont améliorées, puis une binarisation par seuillage est réalisée. Pour la variation de la teinte, il est important de prendre la nuance de gris 1 ou 2 de la figure 5 comme référence. Cette échelle est comparée avec la photo prise du parement en béton. Pour déterminer la valeur du taux de variation de teinte, il est nécessaire de définir une échelle de mesure. Pour finir, le calcul des aires « noires » est effectué. Le tableau 6 présente l'ensemble des résultats de variations de teinte pour les agents de démoulage étudiés.

	1 jour (%)	3 jours (%)	7 jours (%)
R1	22.1	8.9	5.5
R2	19.4	7.1	5.0
V1	10.5	4.3	1.2

Tableau 6. Pourcentage des variations de teinte à 1 jour, 3 jours et 7 jours

Il apparaît une différence de teinte entre les huiles recyclées et l'huile commercialisée surtout à 1 jour. Les variations s'estompent fortement au bout de 3 jours et se stabilise à 7 jours pour obtenir des parements de bonne qualité. Les huiles recyclées ne sont pas à utiliser pour réaliser des parements architectoniques mais davantage sur des voiles avec peinture, bardage ou plâtrerie.

L'analyse visuelle montre peu d'encrassement et de points d'accroche. De plus, il n'y a pas de poussierage constaté sur les parements. Le microbullage est très peu présent (environ 0.35%) ce qui montre que la composition des huiles recyclées n'empêche pas les bulles d'air de remonter à la surface.

Les figures 8, 9 et 10 présentent la variation de teinte pour les parements obtenus avec les huiles R1, R2 et V1. Les zones noires montrent la variation de teinte créée à partir de la teinte de référence choisie sur l'échelle du CIB. Il n'y a pas de nuance de gris, toutes les zones possédant une valeur supérieure de teinte au niveau 1 (Figure 5) sont mises en noire. Le bullage peut légèrement influencer les valeurs, il est nécessaire de le retirer lors du calcul.

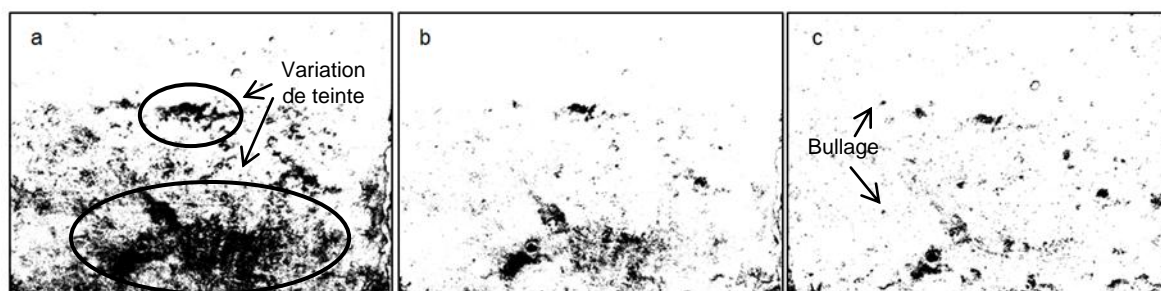


Figure 8. Analyse d'images de R1 à 1 jour (a), 3 jours (b) et 7 jours (c)

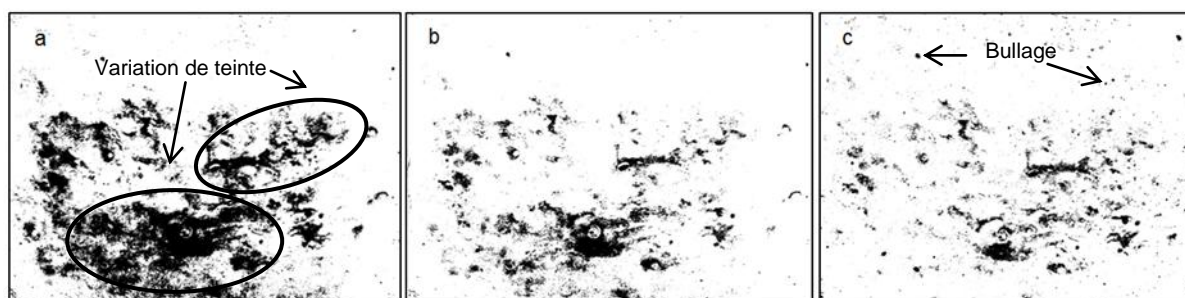


Figure 9. Analyse d'images de R2 à 1 jour (a), 3 jours (b) et 7 jours (c)

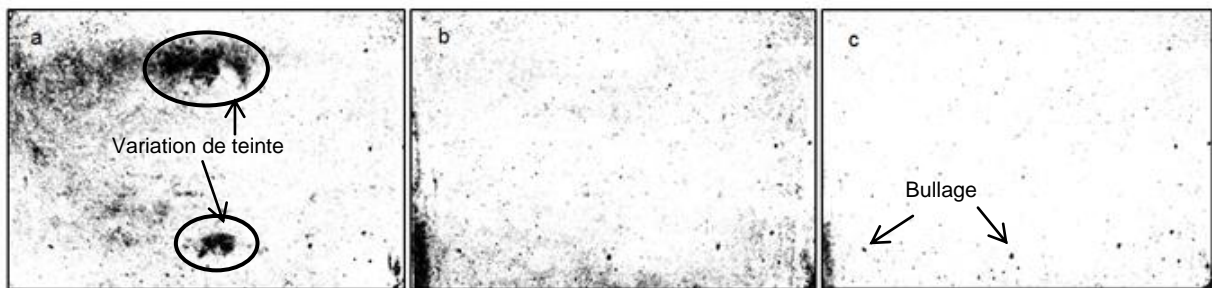


Figure. 10. Analyse d'images de V1 à 1 jour (a), 3 jours (b) et 7 jours (c)

4. Conclusion

Les huiles recyclées étudiées montrent de bonnes performances physico-chimiques. Les angles de goutte sont proches des 15° et leur tension superficielle L/V proches des 30 mN/m, ceci leur confère une bonne énergie d'adhésion. La présence de solvant influence davantage la viscosité que les propriétés de tension de surface. Les parements ne sont pas d'aussi bonnes qualités que ceux de l'huile commercialisée mais sont tout à fait acceptables. Le solvant n'apporte pas d'amélioration au niveau de la qualité des parements. Pour conclure, les huiles recyclées à base végétale peuvent être utilisées directement sans solvant et permettre un décoffrage du béton efficace avec une bonne qualité de parement à 7 jours.

Bibliographie

- [1] Hermann K, "Produits de décoffrage", Bulletin du ciment, n° 15, 1993.
- [2] Djelal C., De Caro P., Libessart L., Dubois I., Pébère N., "Comprehension of demoulding mechanics at the formwork/oil/concrete interface", Materials and Structure, 2008, vol. 41, n° 3, pp. 571-581.
- [3] Syndicat national des adjuvants pour bétons et mortiers (SYNAD), Classification Synad des agents de démoulage; 2014.
- [4] Libessart L., Djelal C., De Caro P., "Influence of the type of release oil on steel formwork corrosion and facing aesthetics", Construction & Building Materials, 2014, vol. 68, pp. 391-401.
- [5] Libessart L., de Caro P., Djelal C., Dubois I., "Correlation between adhesion energy of release agents on the formwork and demoulding performances", Construction & Building Materials, 2015, vol. 76, pp. 130-139.
- [6] Hart I., "Concrete release agent, associated materials and surface finishes", Concrete, 1994, vol. 28, n°. 12, pp. 33-34.
- [7] De Caro P., Djelal C., Libessart L., Dubois I. "Influence of the nature of demoulding agent on the properties of the formwork/concrete interface", Magazine of Concrete Research, 2007, vol. 59, n° 2, pp. 141-149.
- [8] Chappuis, J.; Georges, J-M. "Contribution to Study of Wetting - Analysis of a Measuring", Method. J. Chim. Phys. Phys. Chim. Biol., 1974, vol. 71, pp. 567-575.
- [9] Zisman W.A., "Relation of the Equilibrium Contact angle to Liquid and Solid Constitution", Advances in Chemistry, 1964, vol. 43, pp1-51.
- [10] Collection technique CimBéton. Bétons et ouvrages d'art – La maîtrise esthétique des parements en béton. T49; 2005.
- [11] Lemaire G, Escadeillas G, Ringot E. "Evaluating concrete surfaces using an image analysis process", Construction & Building Materials, 2005, vol.19, pp. 604-11.
- [12] CIB, « Tolérances sur les défauts d'aspect du béton », Rapport n° 24 – n°1189, 1973.
- [13] ST P18-503, "Concrete surfaces and facing. Identification elements", ISSN:0335-3931, 1989.



Multi-scale analysis of low velocity impact performance of laminated composites glass fibres/Elium Acrylic resin

Matadi Boumbimba, Rodrigue¹,
Kinvi-Dossou, Gbessilho¹
Bonfoh, Napo¹
Gerard, Pierre²

¹Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux, UMR CNRS 7239, Université de Lorraine, 7 rue Felix Savart BP 15082, 57073 Metz, Cedex 03, France, e-mail : rodrigue.matadi-boumbimba@univ-lorraine.fr

²ARKEMA, Groupement de Recherche de Lacq, F-64170 Lacq, France

1

Résumé :

Pour des besoins de recyclabilité, une résine acrylique (Elium 150) a été récemment développée pour l'élaboration de composites stratifiés à température ambiante. Cette nouvelle résine est dotée de propriétés mécaniques intéressantes qui lui permettent de remplacer les résines époxy dans certaines applications industrielles où une résistance accrue est requise. Dans cette étude, la Mécanique de la Structure Génome (MSG) et les approches d'homogénéisation numérique ont été menées pour évaluer les propriétés mécaniques effectives d'un stratifié composite fibres de verre / résine acrylique. Grâce à une approche d'homogénéisation asymptotique en deux étapes, la présente étude permet de prédire les propriétés élastiques des composites stratifiés fibres de verre / résine acrylique. Avant les simulations numériques, quelques observations ont été effectuées sur l'échantillon, afin de représenter au mieux la géométrie d'un élément de volume représentatif périodique (RVE). Ces résultats numériques ont été comparés à ceux issus d'investigations expérimentales antérieures sur des composites stratifiés macroscopiques. Un accord satisfaisant a été observé entre les prédictions numériques et les données expérimentales. Afin de tester la pertinence de la procédure numérique proposée, les effets de la vitesse de déformation et de la température ont ensuite été discutés. Enfin, un modèle d'éléments finis a été implémenté pour la simulation de l'impact basse vitesse sur le composite stratifié étudié.

1. Introduction

Encouragée par des exigences de recyclabilité des matériaux, l'utilisation des composites stratifiés à base de résines thermoplastiques liquides à température ambiante, constitue de nos jours un véritable défi. Ce défi réside en particulier dans la mise en place des procédés de fabrication adaptés pour cette nouvelle classe de matériaux. En effet, en plus de nécessiter des résines thermoplastiques liquides, le développement de ces matériaux doit se faire par l'utilisation de procédés classiques, déjà appliqués pour les stratifiés à base de matrices thermodurcissables. Cette exigence a conduit les ingénieurs d'ARKEMA à développer une nouvelle résine acrylique liquide, qui a la particularité de polymériser à température ambiante. Comme de nombreux polymères thermoplastiques amorphes de la famille des acryliques, cette nouvelle résine acrylique est recyclable et présente un comportement élastique rigide en traction. Pour la rendre plus tenace, nous avons entrepris dans cette étude d'y ajouter des copolymères à blocs, eux aussi développés par ARKEMA sous le nom commercial de Nanostrength. Ces copolymères ont la capacité d'être «solubilisés» et de s'organiser sous forme de nanostructures dans la résine [1-2]. Cette résine acrylique modifiée a été utilisée pour la préparation des plaques en composites stratifiés, utilisées dans cette étude. Le but de cette étude est d'évaluer la résistance aux chocs des composites stratifiés à base de cette résine acrylique modifiée choc et des fibres de verre. Les effets de la température, de l'énergie d'impact et de la concentration en copolymères à blocs seront tour à tour étudiés. L'analyse de l'endommagement au moyen d'analyses tomographiques a été réalisée afin de relier la résistance au choc, au type et à l'étendue des endommagements. Une modélisation numérique, basée sur une homogénéisation périodique (par une méthode dite de « Mécanique de la Structure Génome » (MSG)) [3] a permis de prédire les propriétés élastiques du composite. Afin de vérifier la pertinence de cette approche, les propriétés élastiques effectives issues de cette approche seront affectées au composite stratifié en vue de la simulation de son comportement lorsqu'il est soumis à un impact basse vitesse.

2. Mise en œuvre et caractérisation

2.1 Matériaux, mise en œuvre et caractérisation de la tenue à l'impact

La résine utilisée dans ce travail est une résine acrylique thermoplastique liquide de faible viscosité (150 cPs) (ELIUM 150), récemment développée par ARKEMA. En plus du monomère acrylique, la résine contient également un agent d'accélération visant à activer le catalyseur peroxyde pour amorcer la polymérisation. Le tissu de fibres de verre ayant servi à la fabrication des composites, est un tissé de type taffetas, fourni par Chomarat. La longueur de l'unité répétitive de tissu est $T = 7,8 \text{ mm}$ et sa densité surfacique 600 g / m^2 . Le copolymère tri-bloc acrylique M53, dénommé Nanostrength (figure 1a) et fourni par ARKEMA (GRL, France), est un copolymère MAM symétrique. Les copolymères MAM possèdent un bloc central en poly (acrylate de butyle) et deux blocs latéraux en poly (méthacrylate de méthyle) conçus pour des formulations époxy telles que l'éther diglycidyle de bisphénol A (DGEBA).

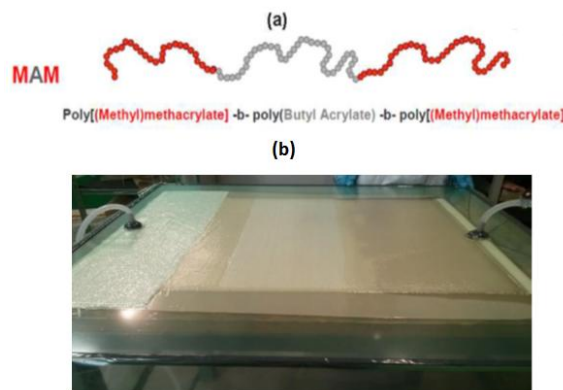


Figure 1. (a) structure du modifiant choc utilisé, copolymère tri-blocs acrylique (Nanostrength), (b) procédé d'infusion des plaques composites à base d'acrylique

Les plaques composites ont été élaborées par infusion (figure 1b). Pour un composite stratifié contenant les Nanostrength, la résine acrylique a d'abord été mélangée avec les Nanostrength pendant 2 heures à température ambiante, puis après dégazage, elle a été utilisée pour l'infusion des tissus de fibres de verre. Pendant le mélange, les Nanostrength sous forme de poudre ont été solubilisés dans la résine acrylique pour assurer une bonne dispersion. Trois concentrations massiques de Nanostrength (5, 10 et 15%), ont respectivement été utilisées pour les mélanges résine (acrylique + Nanostrength)/fibres de verre. Les plaques composites préparées sont composées de quatre plis en tissus de fibres de verre taffetas. La concentration massique en fibres de verre dans le composite est égal à 65%. Dans la suite, les composites ayant une concentration massique en Nanostrength de 0, 5, 10 et 15% seront respectivement nommés Pure_Acry / GF, Acry_Nano5 / GF, Acry_Nano10 / GF et Acry_Nano15 / GF.

Les essais d'impact ont été réalisés au moyen d'une tour de chute Instron CEAST 9350. L'installation, équipée d'une enceinte thermique réglable, permet d'effectuer des essais à différentes températures. Pour les essais à basse température, de l'azote liquide a été utilisé pour refroidir l'enceinte. L'impacteur utilisé pour les essais d'impact est un impacteur hémisphérique de 50 mm diamètre et la masse totale, chariot et impacteur compris, est approximativement égale à 5020 g. Les essais d'impact ont été effectués à des énergies d'impact de 30, 40 et 50 J, ce qui correspond à des vitesses d'impact respectives de 3,5, 4 et 4,5 ms^{-1} , et à trois différentes températures (20, 80 et -80 °C).

3. Résultats

3.1 Analyse des courbes force-déplacement et énergie-temps

La figure 2 présente, les courbes typiques donnant respectivement l'évolution de l'effort en fonction du déplacement et l'énergie en fonction du temps. L'analyse de l'évolution de l'effort en fonction du déplacement (figure 2a), laisse tout d'abord apparaître une phase pseudo-linéaire marquée par une augmentation monotone de la charge. Cette phase correspond à la flexion élastique de la plaque composite. Cette augmentation de l'effort est suivie d'une phase au cours de laquelle apparaissent quelques petites oscillations, révélant la première diminution de la rigidité de la plaque composite, due à l'amorçage de la fissuration matricielle [2]. L'effort maximal est ensuite atteint.

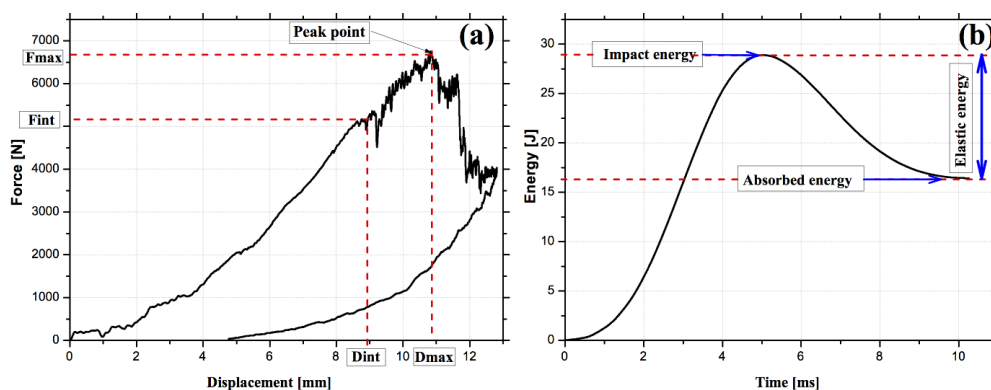


Figure 2. Courbes typiques de l'évolution de l'effort en fonction du déplacement(a) et de l'énergie en fonction du temps (b) des composites stratifiés fibres de verre / acrylique

Au-delà du pic, la baisse significative de l'effort est due à la propagation des dommages dans la plaque composite. Le délaminage et la rupture des fibres se produisent à ce stade. La dernière partie de la courbe correspond non seulement à la friction entre la plaque composite et l'impacteur, mais aussi au retour de l'impacteur. L'évolution de l'énergie en fonction du temps (Figure 2b) permet de déterminer l'énergie d'impact, qui correspond au pic de la courbe. L'énergie absorbée est donnée par la valeur au plateau horizontal de la courbe d'énergie en fonction du temps. L'énergie élastique est définie par la différence entre l'énergie d'impact et l'énergie absorbée. La force à laquelle l'amorçage de la fissuration matricielle se produit sera désignée dans cette étude F_{init} , l'effort maximal par F_{max} et le déplacement correspondant à l'effort

maximal par D_{max} . L'augmentation de F_{init} , F_{max} et D_{max} constituera le premier critère pour caractériser l'amélioration de la résistance à l'impact des plaques composites.

À 80 ° C, les résultats montrent que l'ajout des Nanostrength entraîne une diminution du module dynamique, probablement à cause de l'augmentation de la mobilité des chaînes de l'acrylique en présence des nanonodules d'élastomère. A 30 J et pour une température d'essai de 80 ° C, F_{max} diminue en présence des Nanostrength (contrairement à ce qui est observé à 20 ° C), tandis que D_{max} augmente légèrement à mesure que la concentration en Nanostrength augmente. L'analyse des courbes donnant l'évolution de l'énergie en fonction du temps permet de confirmer cette tendance. En effet, l'énergie absorbée diminue en présence des Nanostrength, témoignant ainsi d'une réduction de la dissipation d'énergie. La figure 3 présente les essais réalisés à la même température (80 ° C) et à des énergies plus élevées (40 J et 50 J). Il ressort de l'analyse de ces résultats que F_{init} , F_{max} et D_{max} augmentent en présence des Nanostrength. A 40 J par exemple (figure 3a), l'effort F_{max} passe de 5698,7 N pour le composite Pure_Acry / GF à 6101,7 N pour le composite Acry_Nano10 / GF, ce qui représente une augmentation d'environ 7%. A la même énergie, l'amélioration en termes de D_{max} est approximativement égale à 18,1%. Le composite Acry_Nano10 / GF présente l'amélioration la plus significative. Le composite Acry_Nano10 / GF présente également l'énergie absorbée la plus faible (figure 3b). Les mêmes tendances en termes de F_{max} , D_{max} et d'énergie absorbée, avec de légères amplifications sont obtenues à 50 J (Figures 3c et 3d).

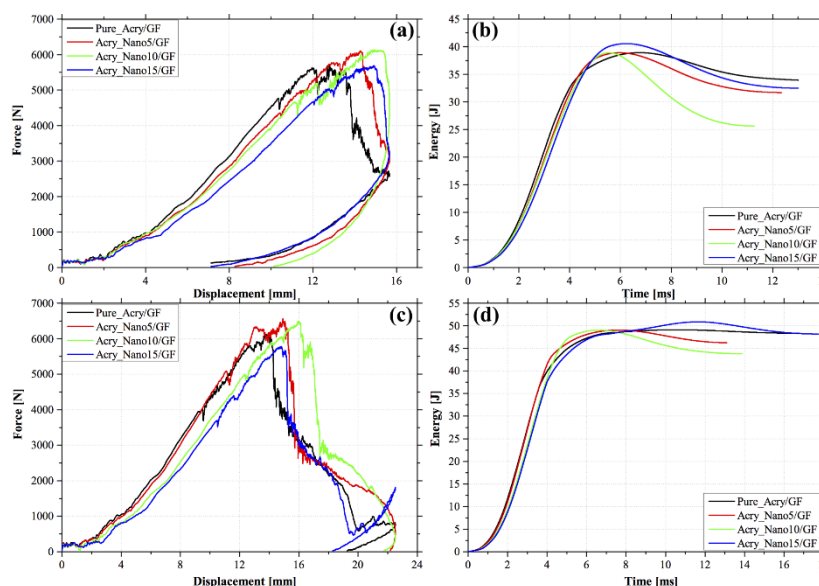


Figure 3: Effet de la concentration en Nanostrength sur les propriétés à l'impact des composites thermoplastiques acryliques renforcés par des fibres de verre, à 80 ° C: Courbes donnant l'évolution de la force en fonction du déplacement (a) et de l'énergie en fonction du temps (b) pour une énergie d'impact de 40 J; Courbes force-déplacement (c) et énergie-temps (d) pour une énergie d'impact de 50 J.

3.2 Analyse multi-échelle du comportement mécanique des composites stratifiés

La procédure adoptée pour la simulation numérique est résumée dans le diagramme suivant (Figure 4).

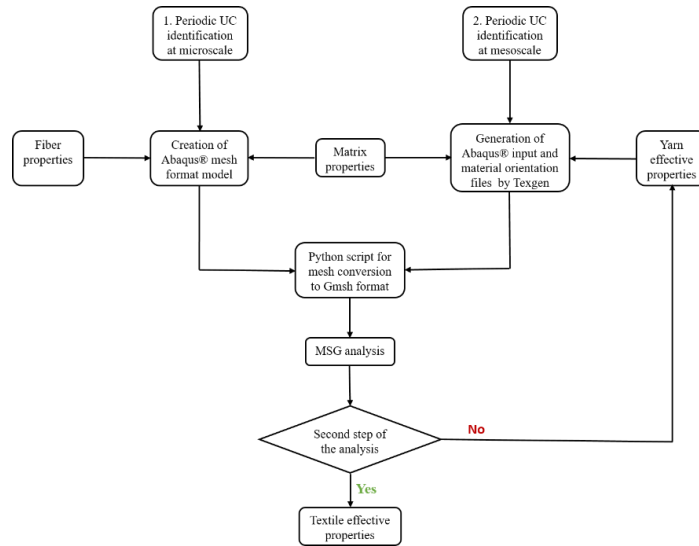


Figure 4. Diagramme de la procédure d'implémentation numérique

Tout d'abord, une cellule unité périodique (UC) est identifiée à chaque échelle. Ensuite on procède de manière séparée à la détermination des propriétés élastiques d'abord dans le toron puis dans le pli. Les propriétés du toron obtenues à partir de la première étape d'homogénéisation sont utilisées dans la deuxième étape pour le calcul des propriétés du pli. Il faut cependant rappeler que le code MSG développé permet d'activer ou non la périodicité dans n'importe quelle direction (x, y ou z).

3.2.1. Homogénéisation à l'échelle microscopique

Au niveau microscopique, les torons sont considérés comme un composite unidirectionnel (constitué d'une fraction volumique de fibres de verre d'environ 65%) noyée dans une résine acrylique. Au sein du MSG, les UC 2D sont suffisantes pour calculer les propriétés effectives de ces torons qui présentent une isotropie transverse. Ensuite, comme représentés sur les figures 5b et 5c, deux types de microstructures sont considérés. L'arrangement hexagonal à 2 fibres (figure 5c) est couramment adopté d'après [Jiang et al.\[3\]](#)

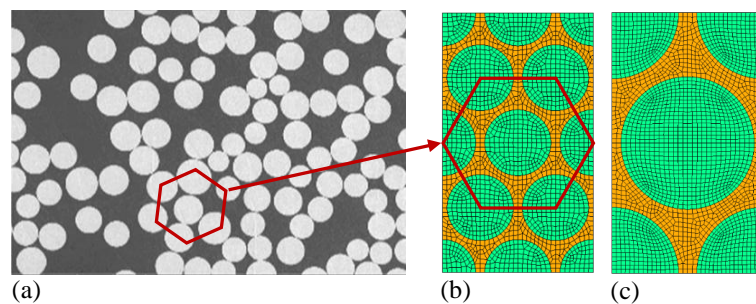


Figure 5. Structure hexagonale (a) microstructure, (b) maillage 2D à 8 fibres du VER, (c) Maille 2D à 2 fibres du VER

On suppose que les deux constituants, la matrice et les fibres de verre sont isotropes. Le module d'Young et le coefficient de Poisson de la fibre de verre sont respectivement $E_f = 73.0$ GPa et $\nu_f = 0.22$. Pour la matrice acrylique, ses propriétés sont très proches de celles d'une résine PMMA. En nous appuyant sur les travaux de [Boufida et al.\[4\]](#), nous avons pris comme module d'Young $E_m = 3.60$ GPa et comme coefficient de Poisson $\nu_m = 0.37$. Le tableau 1 présente les propriétés élastiques effectives du toron, calculées à l'aide

du code MSG et comparées à celles issues des travaux de Chamis [5], qui au moyen d'un ensemble d'équations de micromécanique a estimé les propriétés élastiques effectives des composites unidirectionnels.

Table 1 : Propriétés élastiques effectives du toron

	2-fiber 2D	8-fiber 2D	Chamis [21]
Elements number	2397	2186	
Total CPU time (s)	1.381	1.249	
Young's modulus along fiber direction E_1 (GPa)	52.362	52.362	52.200
Transverse Young's modulus E_2 (GPa)	17.702	17.695	17.600
Transverse Young's modulus E_3 (GPa)	17.768	17.695	17.600
In-plane shear modulus G_{23} (GPa)	6.452	6.377	-
Out of plane shear modulus G_{13} (GPa)	6.179	6.155	6570
Out of plane shear modulus G_{12} (GPa)	6.205	6.155	6570
Poisson's ratio ν_{23}	0.388	0.387	-
Poisson's ratio ν_{13}	0.258	0.258	0.265
Poisson's ratio ν_{12}	0.258	0.258	0.265

Contrairement à ce qui était attendu, les propriétés effectives obtenues avec les éléments quadratiques quadrilatéraux (SC8) sur le VER à 2 fibres ne sont pas exactement isotropes transverses, même si les résultats sont très similaires. La solution a donc consisté à augmenter le nombre de fibres à 8, comme illustré sur la figure 5c. Le comportement prédit apparaît donc isotrope transverse. Les modules d'Young prédits sont légèrement supérieurs à ceux fournis par Chamis [5] avec un écart inférieur à 0,3%. Le module de cisaillement et le coefficient de Poisson sont également légèrement plus grands que la prédiction analytique avec un écart inférieur à 7%. Notre approche est cependant plus avantageuse, en ce sens qu'elle permet d'estimer simultanément les cinq constantes indépendantes au moyen d'un seul calcul, avec un temps CPU relativement faible (temps CPU: 1,249s). Après estimation des propriétés effectives du toron, ces dernières vont ensuite servir à la détermination des propriétés du pli, ce qui constitue la deuxième étape d'homogénéisation.

3.2.2 Homogénéisation aux échelles mésoscopique et macroscopique

A l'échelle mésoscopique, les textures topologiques et morphologiques réalistes du composite ont été prises en compte à l'aide du logiciel Texgen. TexGen est un logiciel gratuit permettant de générer en 3D les différentes couches d'un composite tissé. Prenant en compte la morphologie des renforts (dans notre cas, des renforts tissés) Texgen permet également d'entrer les propriétés mécaniques et les spécificités du tissu (diamètres des fibres, espacement du taffetas, etc...) et enfin de générer un fichier .inp, qu'un logiciel d'éléments finis est capable d'interpréter. Couplé au code SwiftComp par une équipe de chercheurs de l'Université de Purdue, TexGen4SC est capable, à partir des géométries indiquées et des propriétés mécaniques introduites, de calculer les propriétés effectives du composite stratifié. La figure 6 représente une vue tomographique (figure 6a) obtenue par microtomographie aux rayons X (EasyTom Nano, Rx SOLUTIONS) avec une puissance de faisceau de rayons X maximale de 160 kW et le modèle géométrique correspondant obtenu à partir du logiciel Texgen (figure 6b). La résolution spatiale maximale atteinte par le faisceau de rayons X est de 0.5 μm . L'échantillon que nous avons utilisé comportait douze plis et a été inspecté à 90kV. Comme l'orientation du matériau varie le long du trajet du toron [6], une description précise a été réalisée grâce au logiciel Texgen. Les détails de l'orientation du matériau à l'aide des coordonnées des éléments peuvent être trouvés dans les travaux de Liu et al. [6].

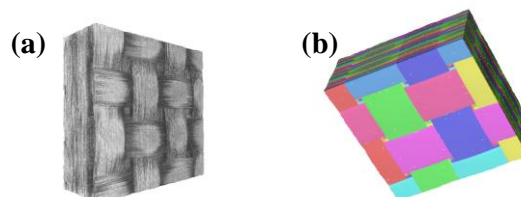


Figure 6. (a) Vue tomographique d'un échantillon de 12 plis 3x3, (b) Modèle géométrique Texgen correspondant

A ce stade, l'UC considérée pour la simulation est un toron 2x2 noyé dans une matrice acrylique isotrope. Le logiciel Texgen a ensuite été utilisé pour générer un fichier de maillage voxel avec une orientation matérielle locale pour chaque élément au format Abaqus. Des éléments quadratiques hexaèdres 50x50x20 (C3D8R) ont été générés. Cette entrée a été convertie en utilisant un script python développé pour obtenir un fichier Gmsh avec un set pour chaque élément.

3.3 Simulation numérique d'un essai d'impact basse vitesse sur un composite stratifié

Pour tester la pertinence des prédictions du modèle proposé, une simulation numérique d'une structure composite stratifiée soumise à un impact basse vitesse a été réalisée. A cet effet, un modèle d'endommagement a été introduit pour simuler les mécanismes de rupture intralaminaires (fissuration de la matrice, rupture des fibres) et le décollement interlaminaire (le délaminage).

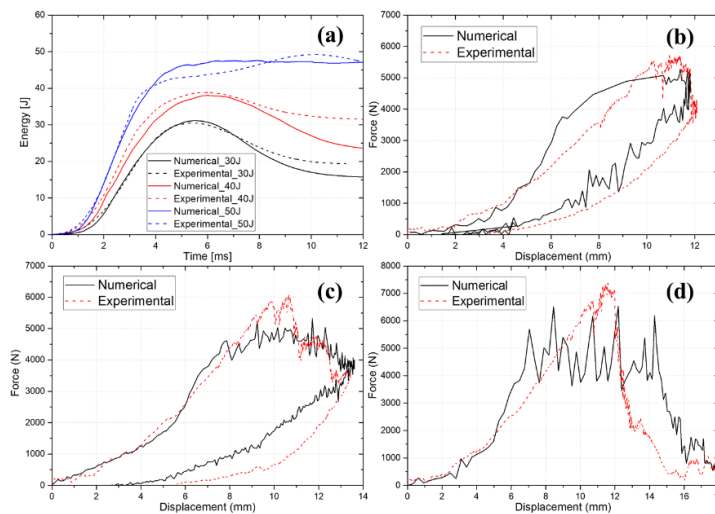


Figure 7. (a) Energie en fonction du temps, (b) courbes force déplacement à 30J, (c) courbes force déplacement à 40J, (d) courbes force déplacement à 50J

La figure 7 représente la force en fonction du déplacement et l'énergie en fonction du temps tel que prédit par les simulations numériques de l'impact basse vitesse. Ces prédictions ont été comparées aux données expérimentales issues de nos anciens travaux (Matadi Boumbimba et al.[7]) et réalisés sur le même type de composites stratifiés. Pour ce qui concerne la force en fonction du temps, on note comme observé expérimentalement, une phase pseudo-linéaire au début avec une augmentation monotone de la force, correspondant à la flexion élastique de la plaque. Puis l'apparition des premières petites oscillations témoignant de la survenue de premiers dommages (fissuration de la matrice). À la valeur maximale de la déflexion de la plaque, la force atteint également sa valeur maximale. Les prédictions numériques sont en accord avec les données et les observations expérimentales, comme en témoigne la figure 8.

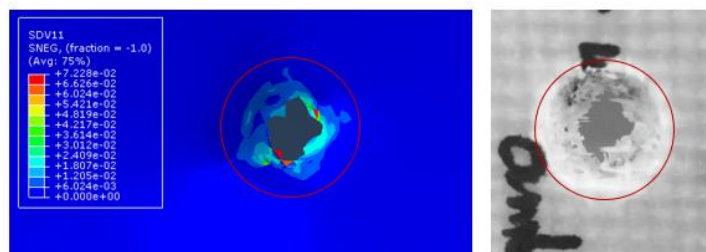


Figure 8. Face arrière d'une plaque impactée à 50J: répartition de la déformation plastique (simulation à gauche), (expérimentale à droite)

4. Conclusion

L'ajout des Nanostrength dans la résine acrylique conduit à l'amélioration du comportement à l'impact du composite stratifié. Dans cette étude, la « Mécanique de la Structure Génome »(MSG) a été utilisé pour la prédiction du comportement mécanique d'un composite tissé à travers une homogénéisation numérique multi-échelle. La méthode MSG découverte récemment unifie la micromécanique et la mécanique des structures pour prédire les propriétés effectives d'une structure en termes de microstructures sans séparation inutile des échelles. Les principaux avantages de cette méthode par rapport aux approches micromécaniques classiques sont sa polyvalence, sa précision et sa capacité à prendre en compte les microstructures complexes et toute forme d'anisotropie. Les résultats d'homogénéisation comparés pour différents VER se sont révélés très proches et en accord avec un modèle de référence et des données expérimentales. Pour tester la pertinence de la méthode d'homogénéisation numérique proposée, ses résultats ont ensuite été utilisés pour la simulation de la réponse à l'impact basse vitesse d'un composite stratifié. Un bon accord a été obtenu entre les prédictions de l'approche numérique et les données expérimentales quelle que soit l'énergie considérée. De plus, le délaminage a été simulé à l'aide d'éléments cohésifs et d'un modèle d'endommagement approprié couplé à un critère de rupture permettant de simuler l'endommagement de la zone cohésive.

Bibliographie

- [1] Denneulin S, Viot P, Leonardi F, Lataillade J-L. The influence of acrylate triblock copolymer embedded in matrix on composite structures' responses to low-velocity impacts. *Composite Structures*. 2012;94:1471-81.
- [2] Matadi Boumbimba R, Froustey C, Viot P, Olive JM, Léonardi F, Gerard P, et al. Preparation and mechanical characterisation of laminate composites made of glass fibre/epoxy resin filled with tri bloc copolymers. *Composite Structures*. 2014;116:414-22.
- [3] Ramakrishnan KR, Guérard S, Viot P, Shankar K. Effect of block copolymer nano-reinforcements on the low velocity impact response of sandwich structures. *Composite Structures*. 2014;110:174-82.
- [4] Boufaïda, Z., et al., Mesoscopic strain field analysis in a woven composite using a spectral solver and 3D-DIC measurements. *Composite Structures*, 2017. 160: p. 604-612
- [5] Chamis, C.C., Simplified Composite Micromechanics equations for hygral , thermal and mechanical properties, in Conference of the society of the plastics Industry Reinforced Plastics/Composite Inst. 1983: United States;
- [6] Liu, X., et al., Two-step homogenization of textile composites using mechanics of structure genome. *Composite Structures*, 2017. 171: p. 252-262.
- [7] Matadi Boumbimba, R., et al., Glass fibres reinforced acrylic thermoplastic resin-based tri-block copolymers composites: Low velocity impact response at various temperatures. *Composite Structures*, 2017. 160: p. 939-951.

"Solution Analytique Pour L'étude a la Flexion des Plaques Stratifiées Sous Charge Thermomécanique."

" MERDACI Slimane"¹,

" HADJ MOSTEFA Adda "²

" BELGHOUL Hakima "³

" MAHMOUDI Nouredine "²

" EI ABBASE BEDIA Adda "⁴

¹ "Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès , Laboratoire des Structures et Matériaux Avancés dans le Génie Civil et Travaux Publics(LSMAGCTP) ,Sidi Bel Abbés, Algérie, E-mail : slimanem2016@gmail.com"

² "Centre Universitaire Ahmed Zabana de Relizane s, Laboratoire de Génie Industriel et Développement Durable, Relizane ,Algérie "

³ "Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès, Laboratoire de Mécanique Physique des Matériaux (LMPM),Sidi Bel Abbés,Algérie "

⁴ "Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès,Laboratoire des Matériaux & Hydrologie,89 Cité Ben M'hidi22000 Sidi Bel Abbés,Algérie "

Résumé :

" La réponse thermomécanique statique des plaques stratifiées symétriques et non symétriques à couches croisées a été étudiée par l'utilisation des théories des plaques composites et pour étudier la déformation et le cisaillement. La présente théorie des plaques permet d'expérimenter et de tester différentes distributions transversales de cisaillement-déformation et parmi celles-ci, des distributions de contraintes qui n'impliquent pas des facteurs de correction de cisaillement transversal. La validité de la présente théorie est démontrée par comparaison avec des solutions disponibles dans la littérature. Une grande variété de résultats est présentée pour la réponse statique des plaques rectangulaires simplement supportées sous charges mécaniques et thermiques sinusoïdales non uniformes. On étudie l'influence de l'anisotropie du matériau, l'effet de l'épaisseur, du rapport des coefficients de dilatation thermique et de l'effet du nombre de couches sur la déflexion centrale."

MOTS CLES :

Plaques stratifiées ; théorie des plaques ; flexion, Charge thermomécanique.

1. Introduction

L'importance progressive des structures composites stratifiées dans de nombreuses applications d'ingénierie a abouti à la nécessité pour plus d'informations sur leur comportement. Les études portant sur le comportement thermo-mécanique de ces structures ont reçu une plus grande attention depuis plusieurs décennies [1] et [2]. La plupart des recherches précédentes dans le domaine des structures composites ont été concernées par les problèmes isothermes. Dans ces problèmes, les contraintes thermiques proviennent soit des gradients de température non uniforme ou externe limites contrainte. Toutefois, l'utilisation de structures composites dans les environnements avec de grandes variations de température nécessite l'étude thermique et les contraintes induites lors de la fabrication de matériaux composites.

Tauchert [3] a dressé un aperçu complet des développements récents dans le domaine des ambiances thermiques. Problèmes statiques associés à l'analyse thermo-élastique linéaire des plaques multicouches ont été bien étudiés [4-7]. Pell [4], qui a tiré les équations régissant la déformation transversale d'une plaque mince, d'abord étudié le problème de la flexion des plaques thermiques anisotropes. La généralisation de ce travail à des plaques hétérogènes soumis à la répartition de la température arbitraire en trois dimensions[5]. Des études récentes dans l'analyse thermo-élastique des plaques qui sont des matériaux stratifiés renforcés de fibres indiquent que l'effet de déformation de cisaillement sur le comportement de la plaque est plus prononcé que dans les plaques isotropes.

Plusieurs théories d'ordre supérieur, initialement développé pour l'analyse des problèmes isotherme des plaques multicouches, ont été étendues pour inclure les effets thermo-élastiques [8-13]. Sur la base de la théorie du premier ordre déformation de cisaillement, Reddy et Hsu [8] et Chandrashekara et Tennesi [11] ont développé, pour les courbures thermiques des plaques multicouches, un modèle éléments finis qui possède une précision concurrentiel. Les travaux de [11] est une extension à un modèle de cisaillement élément flexible finis développé pour l'analyse thermique flambage de plaques laminées par [10]. En fait, un facteur de correction de cisaillement est introduit dans toutes les théories du premier ordre précédent. Toutefois, un cadre raffiné la théorie du premier ordre déformation de cisaillement est présentée dans [12,13] pour l'analyse thermique de structures stratifiées sans utiliser aucun facteur de correction de cisaillement.

En cet article, une théorie des plaques de déformation-cisaillement développée pour étudier la réponse statique des plaques stratifiées composites soumis aux charges thermiques ou thermomécaniques non-uniformes. Des solutions exactes sont présentées pour les équations régissant simplement soutenu, rectangulaire, des plaques a des couches composés stratifiés. Des résultats numériques pour des variations et des efforts sont présentés.

2. Modèle mathématique

Les relations contrainte-déformation, ce qui représente une déformation de cisaillement transversal et des effets thermiques, de la plaque de coordonnées pour la couche k peut être exprimé comme :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix}_k = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{16} \\ C_{12} & C_{22} & C_{26} \\ C_{16} & C_{26} & C_{66} \end{bmatrix}_k \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix}_k ; \begin{Bmatrix} \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \end{Bmatrix}_k = \begin{bmatrix} C_{44} & C_{45} \\ C_{45} & C_{55} \end{bmatrix}_k \begin{Bmatrix} \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \end{Bmatrix}_k \quad (1)$$

Sur la base de la théorie des plaques de cisaillement déformable unifié [14], le champ de déplacement à un point de la plaque stratifiée est :

$$\begin{aligned} U_x(x, y, z) &= u - z \frac{\partial w}{\partial x} + f(z)\varphi_x \\ U_y(x, y, z) &= v - z \frac{\partial w}{\partial y} + f(z)\varphi_y \\ U_z(x, y, z) &= w \end{aligned} \quad (2)$$

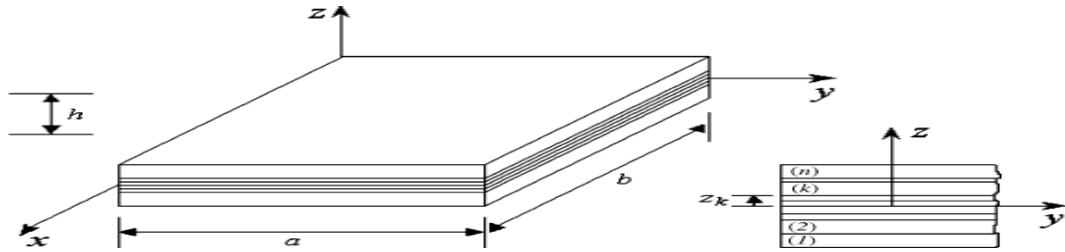


Figure 1. Géométrie de la plaque et le système de coordonnées.

où U_x, U_y et U_z sont les déplacements en x, y , et z , respectivement; u et v sont les déplacements dans le plan de la mi-plan, et ϕ_x et ϕ_y sont les rotations de cisaillement. Tous les déplacements généralisés ($u; v; w; \phi_x; \phi_y$) sont les fonctions de x et le y . Les équations en (1) sont liés aux déplacements donné en (2) et peut être exprimée en :

$$\begin{Bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \epsilon_x^0 \\ \epsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{Bmatrix} + z \begin{Bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{Bmatrix} + f(z) \begin{Bmatrix} \eta_x \\ \eta_y \\ \eta_{xy} \end{Bmatrix}; \begin{Bmatrix} \gamma_{yz} \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = f'(z) \begin{Bmatrix} \gamma_{yz}^0 \\ \gamma_{xz}^0 \end{Bmatrix} \quad (3)$$

$$\begin{aligned} \epsilon_x^0 &= \frac{\partial u}{\partial x}, \epsilon_y^0 = \frac{\partial v}{\partial y}, \gamma_{yz}^0 = \phi_y, \gamma_{xz}^0 = \phi_x, \gamma_{xy}^0 = \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y}, \\ \kappa_x &= -\frac{\partial^2 w}{\partial x^2}, \kappa_y = -\frac{\partial^2 w}{\partial y^2}, \kappa_{xy} = -2\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y}, \\ \eta_x &= \frac{\partial \phi_x}{\partial x}, \eta_y = \frac{\partial \phi_y}{\partial y}, \eta_{xy} = \frac{\partial \phi_y}{\partial x} + \frac{\partial \phi_x}{\partial y} \end{aligned} \quad (4)$$

Les charges appliquées au stratifié sont supposées être des force et des moments résultants, définies pour une section représentative du stratifié. D'après la figure (2) les forces résultantes sont des forces élémentaires par unité de longueur du stratifié. L'équation constitutive d'une plaque stratifiée exprime les résultantes et moments en fonctions des déformations en membrane et des courbures et tenant compte du cisaillement transverse s'écrit :

$$\begin{Bmatrix} N \\ M \\ S \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B & B^a \\ B & D & D^a \\ B^a & D^a & F^a \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \epsilon \\ \kappa \\ \eta \end{Bmatrix} - \begin{Bmatrix} N^T \\ M^T \\ S^T \end{Bmatrix}, Q = Aa \gamma \quad (5)$$

Les définitions suivantes sont utilisées dans (6):

$$A = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix}, B = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix}, D = \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \quad (6)$$

$$B^a = \begin{bmatrix} B_{11}^a & B_{12}^a & B_{16}^a \\ B_{12}^a & B_{22}^a & B_{26}^a \\ B_{16}^a & B_{26}^a & B_{66}^a \end{bmatrix}, D^a = \begin{bmatrix} D_{11}^a & D_{12}^a & D_{16}^a \\ D_{12}^a & D_{22}^a & D_{26}^a \\ D_{16}^a & D_{26}^a & D_{66}^a \end{bmatrix}, F^a = \begin{bmatrix} F_{11}^a & F_{12}^a & F_{16}^a \\ F_{12}^a & F_{22}^a & F_{26}^a \\ F_{16}^a & F_{26}^a & F_{66}^a \end{bmatrix} \quad (7)$$

Les termes N^T, M^T et S^T sont respectivement les efforts normales, moments et les efforts de cisaillements suivant x et y induit par l'effet thermique

$$N^T = \{N_1^T, N_2^T, N_{12}^T\}^t, M^T = \{M_1^T, M_2^T, M_{12}^T\}^t, S^T = \{S_1^T, S_2^T, S_{12}^T\}^t \quad (8)$$

La théorie des plaques épaisse prend en compte les effets des déformations par cisaillement $\gamma_{12}^0, \gamma_{23}^0$ et les forces de cisaillement Q_{12}, Q_{23} .

$$Q = \{Q_{12}, Q_{23}\}^t, \gamma = \{\gamma_{13}^0, \gamma_{23}^0\}, A^a = \begin{bmatrix} A_{44}^a & A_{45}^a \\ A_{45}^a & A_{55}^a \end{bmatrix} \quad (9)$$

Les coefficients de rigidité stratifié A_{ij} et B_{ij}, \dots etc, sont définies en termes de coefficients de rigidité réduite pour les couches k .

$$\{A_{ij}, B_{ij}, D_{ij}\} = \sum_{k=1}^n \int_{z_k}^{z_{k+1}} \bar{Q}_{ij}^{(k)} * \{1, z, z^2\} dz, (i, j = 1, 2, 6), \quad (10a)$$

$$\{B_{ij}, D_{ij}, F_{ij}\} = \sum_{k=1}^n \int_{z_k}^{z_{k+1}} \overline{Q}_{ij}^{(k)} * \psi(z) * \{1, z, \psi(z)\} dz, (i, j = 1, 2, 6), \quad (10b)$$

$$A_{ij}^a = \sum_{k=1}^n \int_{z_k}^{z_{k+1}} \overline{Q}_{ij}^{(k)} * [\psi'(z)]^2 dz, (i, j = 4, 5), \quad (10c)$$

Tel que, z_k représente la distance entre le plan médian de la surface inférieure de la couche de k . Les contraintes et les résultantes moment, N^T_x, N^T_y, \dots etc, en raison de la charge thermique sont définies par :

$$\begin{Bmatrix} N_1^T, M_1^T, S_1^T \\ N_2^T, M_2^T, S_2^T \\ N_6^T, M_6^T, S_6^T \end{Bmatrix} = \sum_{k=1}^n \int_{z_k}^{z_{k+1}} \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{16} \\ C_{12} & C_{22} & C_{26} \\ C_{16} & C_{26} & C_{66} \end{bmatrix}_k * (1, z, f(z)) dz \quad (11)$$

Pour une plaque en appuis simple sur les quatre cotes, les conditions aux limites ou aux frontières s'écrivent:

$$u_2^0 = u_3^0 = \varphi_{23} = N_1 = M_1 = S_1 = 0 \quad \text{Pour } x = 0, a \quad (12a)$$

$$u_1^0 = u_3^0 = \gamma_{13} = N_2 = M_2 = S_2 = 0 \quad \text{Pour } y = 0, b \quad (12b)$$

3. Résolution des problèmes aux limites

La plaque est soumise à un chargement thermomécanique, mécanique $q(x, y)$ et thermique $T(x, y, z)$ suivant la direction normale transversale z , les efforts tangentiels sur les faces supérieures et inférieures en $z = \pm h/2$ ne sont pas pris en compte. Ainsi on définit les forces surfaciques mécanique et thermique sous les formes suivantes :

$$q(x, y) = q_0 \sin(\lambda x) \sin(\mu y) \quad (13)$$

Tel que $\lambda = i\pi/a$ et $\mu = j\pi/b$, i et j sont des nombres naturelles et « a », « b » sont les dimensions de la plaque suivant les directions respectives x_1 et x_2 .

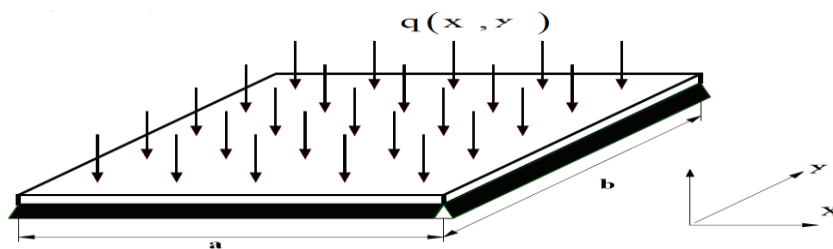


Figure 2. Plaque épaisse carrée appuyée en flexion.

Les équations qui régissent l'équilibre peuvent être obtenues en utilisant le principe des déplacements virtuels. Les équations d'équilibre associées à la théorie actuelle de cisaillement unifié de déformation sont :

$$\begin{aligned} \frac{\partial N_1}{\partial x_1} + \frac{\partial N_{12}}{\partial x_2} &= 0 \\ \frac{\partial N_{12}}{\partial x_1} + \frac{\partial N_2}{\partial x_2} &= 0 \\ \frac{\partial^2 M_1}{\partial x_1^2} + 2 \frac{\partial^2 M_{12}}{\partial x_1 \partial x_2} + \frac{\partial^2 M_2}{\partial x_2^2} + q &= 0 \\ \frac{\partial S_1}{\partial x_1} + \frac{\partial S_{12}}{\partial x_2} - Q_{13} &= 0 \\ \frac{\partial S_{12}}{\partial x_1} + \frac{\partial S_2}{\partial x_2} - Q_{23} &= 0 \end{aligned} \quad (14)$$

En substituant (6) dans (21), nous obtenons Le système différentiel d'équilibre peut se mettre dans le cas général sous la forme matricielle suivante:

$$[L]\{\delta\} = \{f\} \quad (15)$$

Dans les conditions particulières ci-dessus, la solution appropriée ($u, v, w; \varphi_x; \varphi_y$) à donnée sous la forme,

$$\begin{Bmatrix} u \\ v \\ w \\ \varphi_x \\ \varphi_y \end{Bmatrix} = \sum_{i=1}^{\infty} \sum_{j=1}^{\infty} \begin{Bmatrix} U_{ij} \cos(\lambda x) \sin(\mu y) \\ V_{ij} \sin(\lambda x) \cos(\mu y) \\ W_{ij} \sin(\lambda x) \sin(\mu y) \\ X_{ij} \cos(\lambda x) \sin(\mu y) \\ Y_{ij} \sin(\lambda x) \cos(\mu y) \end{Bmatrix} \quad (16)$$

où $U_{ij}, V_{ij}, W_{ij}, X_{ij}$, et Y_{ij} sont des paramètres arbitraires à déterminer.

$$\{A_i^T, B_i^T, D_i^T\} = \sum_{K=1}^n \int_{z_k}^{z_{k+1}} (C_{1i}^{(k)} \alpha x + C_{2i}^{(k)} \alpha y) * \{1, \bar{z}, \bar{z} * z\} dz, (i = 1, 2), \quad (17a)$$

$$\{{}^a B_i^T, {}^a D_i^T, {}^a F_i^T\} = \sum_{K=1}^n \int_{z_k}^{z_{k+1}} (C_{1i}^{(k)} \alpha x + C_{2i}^{(k)} \alpha y) * f(x) * \{1, \bar{z}, \bar{f}(z)\} dz, (i = 1, 2), \quad (17b)$$

$\bar{z} = z/h$ et $\bar{\psi}(x) = \psi(x)/h$, l'élément $C_{ij} = C_{ji}$ et le coefficient de la matrice $[C]$ donnée par :

$$\begin{aligned} C_{11} &= -A_{11} \lambda^2 - A_{66} \mu^2 \\ C_{12} &= -(A_{12} + A_{66}) \lambda \mu \\ C_{13} &= \lambda [B_{11} \lambda^2 + (B_{12} + 2B_{66}) \mu^2] \\ C_{14} &= -B_{11}^a \lambda^2 - B_{66}^a \mu^2 \\ C_{15} &= -(B_{12}^a + B_{66}^a) \lambda \mu \\ C_{22} &= -A_{66} \lambda^2 - A_{22} \mu^2 \\ C_{23} &= \mu [(B_{12} + 2B_{66}) \lambda^2 + B_{22} \mu^2] \\ C_{24} &= C_{15} \\ C_{25} &= -B_{66}^a \lambda^2 - B_{22}^a \mu^2 \\ C_{33} &= -D_{11} \lambda^4 - 2(D_{12} + 2D_{66}) \lambda^2 \mu^2 - D_{22} \mu^4 \\ C_{34} &= \lambda [D_{11}^a \lambda^2 + (D_{12}^a + 2D_{66}^a) \mu^2] \\ C_{35} &= \mu [(D_{12}^a + 2D_{66}^a) \lambda^2 + D_{22}^a \mu^2] \\ C_{44} &= -F_{11}^a \lambda^2 - F_{66}^a \mu^2 - A_{44}^a \\ C_{45} &= -(F_{12}^a + F_{66}^a) \lambda \mu \\ C_{55} &= -F_{66}^a \lambda^2 - F_{22}^a \mu^2 - A_{55}^a \end{aligned} \quad (18)$$

Dans le détail, la fonction de forme employée pour chaque théorie est la suivante:

$$CPT : \psi(x) = 0; \quad FPT : \psi(x) = z; \quad HPT : \psi(x) = z \left[1 - \frac{1}{3} \left(\frac{z}{h/2} \right)^2 \right]; \quad SPT : \psi(x) = \frac{h}{\pi} \sin \left(\frac{\pi z}{h} \right) \quad (19)$$

4. Résultats et discussion

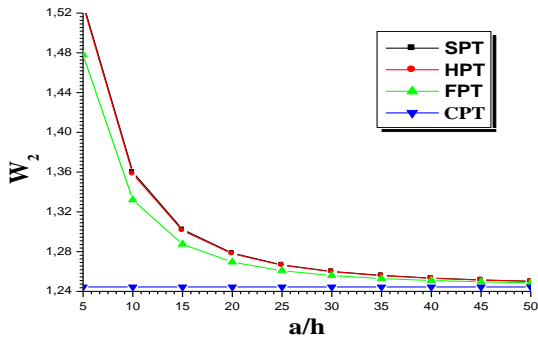
Les calculs ont été effectués pour le mode fondamental (À savoir, $i = j = 1$). Toutes les lames sont supposés être de la même épaisseur et faites du même matériau orthotrope. Dans tous les problèmes, les propriétés lamina sont supposées être:

$$E_1 = 25.10^6 \text{ Psi}, \quad E_2 = 10^6 \text{ Psi}, \quad G_{12} = G_{13} = 0,5.10^6 \text{ Psi}, \quad G_{23} = 0,2.10^6 \text{ Psi}, \quad \nu_{12} = 0,25$$

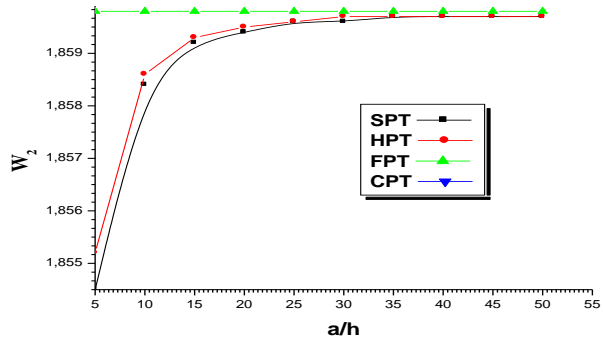
Notez que : $a/h = 10$, $a/b = 1$, $T_1 = 0$, et $\alpha_2/\alpha_1 = 3$, $\alpha_{12} = 0$.

Le thermique normalisé contraintes pour le système de coordonnées dans la Fig. 1 sont donnés par :

$$\begin{aligned} w_2 &= \frac{10wh}{(\alpha_1 \cdot \bar{T}_2 \cdot a^2)}, \quad \bar{\sigma}_1 = \frac{a^2}{\alpha_1 \bar{T}_2 E_2 h^2} \sigma_1 \left(\frac{a}{2}, \frac{b}{2}, \frac{h}{2} \right); \quad \bar{\sigma}_2 = -\frac{a^2}{\alpha_1 \bar{T}_2 E_2 h^2} \sigma_2 \left(\frac{a}{2}, \frac{b}{2}, \frac{h}{4} \right); \quad \bar{\tau}_{23} = -\frac{a^2}{\alpha_1 \bar{T}_2 E_2 h^2} \tau_{23} \left(\frac{a}{2}, 0, 0 \right) \\ \bar{\tau}_{13} &= \frac{a^2}{\alpha_1 \bar{T}_2 E_2 h^2} \tau_{13} \left(0, \frac{b}{2}, 0 \right); \quad \bar{\tau}_{12} = \frac{1}{\alpha_1 \bar{T}_2 E_2} \tau_{12} \left(0, 0, -\frac{h}{2} \right) \end{aligned} \quad (20)$$



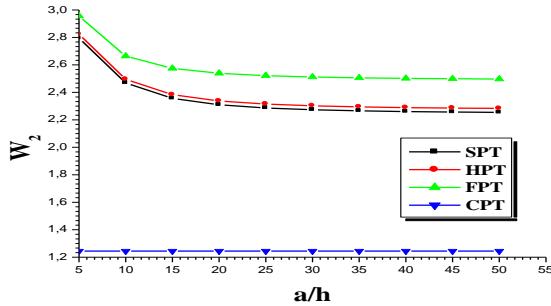
(a) plaque symétrique diagonaux (0°/90°/90°/0°)



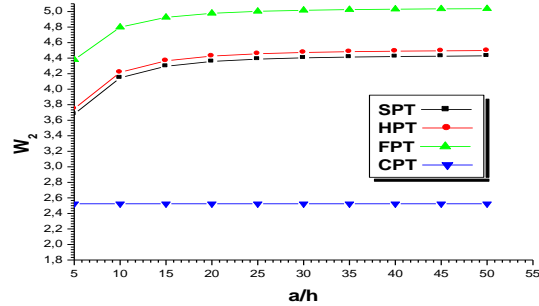
(b) plaque anti-symétrique diagonaux (90°/0°/90°/0°)

Figure 3. Effet de l'épaisseur par rapport au déplacement d'une plaque carrée et de $T_3=0$.

La figure 3, exposition la variation de la déflexion avec le rapport d'épaisseur pour une plaque symétrique et anti-symétrique à quatre couches diagonale de section carrées, respectivement. Notez que la déviation due à HPT, SPT, et diminue avec l'augmentation de la FPT. Pour les deux cas, la déflexion due au CPT a la même valeur et il montre la sensibilité la plus faible pour les plaques symétriques alors qu'elle montre la sensibilité la plus élevée pour les anti-symétriques. Cela signifie que, la FPT est inexactes pour anti-symétriques couches de tôles laminées sous chargement température sinusoïdale.



(a) plaque symétrique diagonaux (0°/90°/90°/0°)



(b) plaque anti-symétrique diagonaux (90°/0°/90°/0°)

Figure 4. Effet de l'épaisseur par rapport au déplacement d'une plaque carrée et $T_3=T_2=100$.

Dans la figure 4, la dimension de déviation due à des théories plaque est portée contre le rapport d'épaisseur, respectivement pour les symétriques et anti-symétrique à quatre couches diagonale plaque carrée avec $T_2 = T_3$. Ils révèlent que l'influence de la charge thermique T_3 est très sensible à la variation de l'épaisseur des tôles.

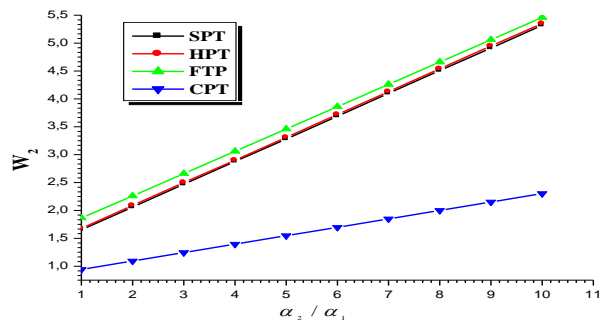
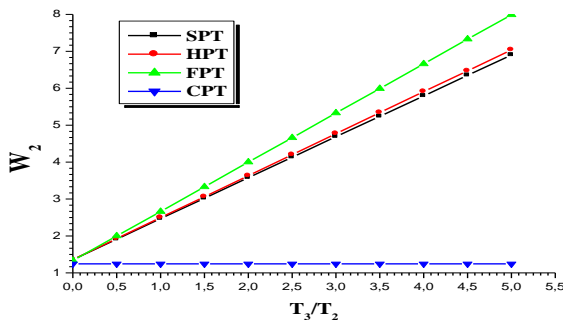
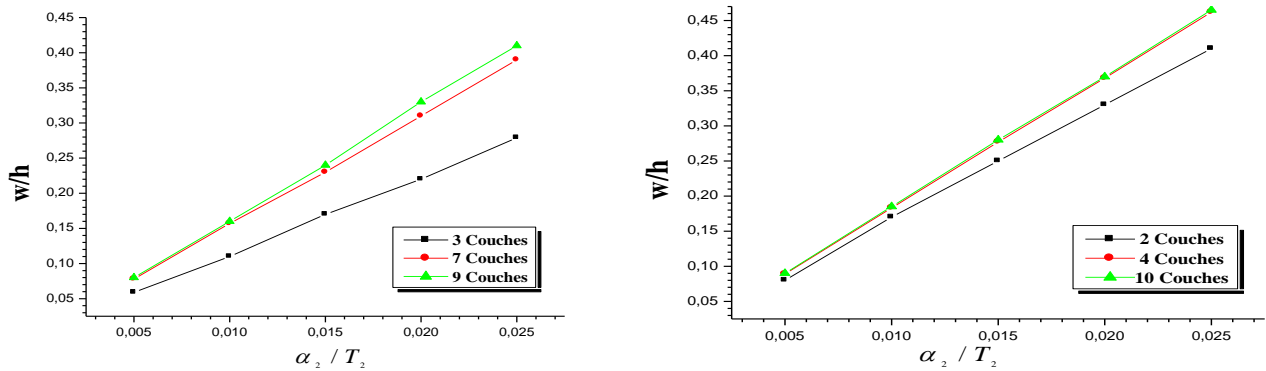


Figure 5. Effet du rapport des charges thermiques T_2/T_3 et les coefficients de dilatation thermique α_2/α_1 sur la dimension d'une plaque carrée à quatre couches, symétrique diagonaux (0°/90°/90°/0°).

La figure 5, montre la variation de déviation par rapport à la répartition de la charge thermique (T_2/T_3) et le rapport des coefficients de dilatation thermique (α_2/α_1) pour une plaque symétrique à quatre couches carrés. Ils révèlent que la déformation due au cisaillement-déformation augmente rapidement avec l'augmentation T_2/T_3 et α_2/α_1 . Il est clair que la déviation est linéairement proportionnelle à la charge thermique T_2/T_3 et le coefficient de dilatation thermique α_2/α_1 .



(a) plaque à des plis multicouches symétrique (b) plaque à des plis anti-multicouches symétrique
 Figure 6. Effet du nombre de couches (w/h) d'un plaque carrée de type sinusoïdal SPT, $T_3=0$.

La figure 6, présent l'effet du nombre de couches sur la flèche d'une plaque carrée à l'aide **SPT**. Pour les deux, symétriques et antisymétriques, comme le nombre de couches augmente, les augmentations de déviation du centre. En outre, l'effet de couplage entre la diminution de flexion et d'extension avec un nombre croissant de couches.

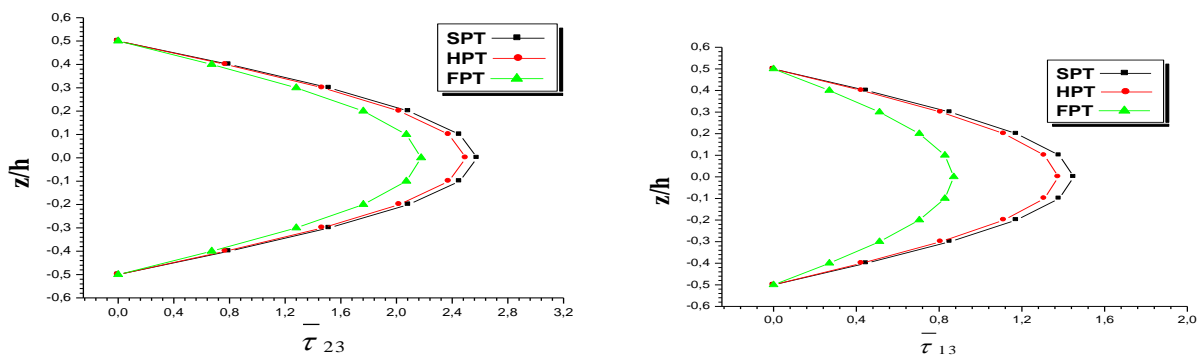


Figure 7. La distribution d'un contrainte de cisaillement transversal $\bar{\tau}_{23}$ et $\bar{\tau}_{13}$ passant par l'épaisseur d'un plaque carrés quatre couches, symétrique diagonaux ($0^\circ/90^\circ/90^\circ/0^\circ$) $T_3 = 0$.

La figure 7, montrent la distribution de cisaillement transversal des contraintes thermiques , à travers l'épaisseur de la plaque. Ces chiffres se permettre de souligner leur grande influence sur le cisaillement des contraintes transversales traversant l'épaisseur de la plaque. Les résultats montrent que la continuité du contrainte sur chaque couche d'interface n'est pas imposée dans les théories actuelles. Ainsi que la théorie **HPT** donne des résultats proches de **SPT**. Le désaccord entre **HPT** et **SPT**, en particulier au centre de la plaque, est due à la contribution ordre supérieur de **SPT**.

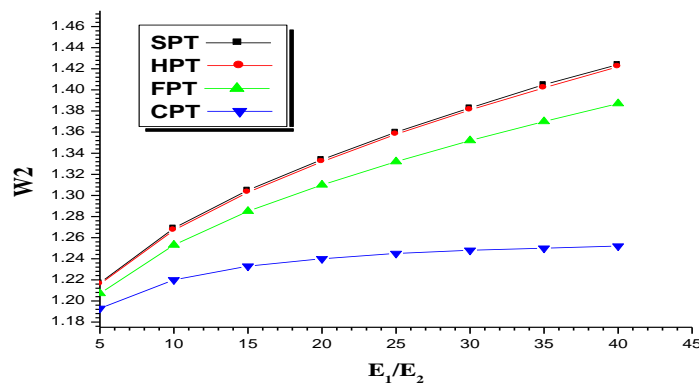


Figure 8. L'effet du matériau anisotropie E_1/E_2 sur la dimension d'une plaque carrée à quatre couches, symétrique diagonaux ($0^\circ/90^\circ/90^\circ/0^\circ$) de température ($T_3 = 0$).

Dans la figure 8, les déviations thermiques dimension de symétrique à quatre couches ($0^\circ/90^\circ/90^\circ/0^\circ$) diagonale stratifiés carrés sont comparées pour divers rapports des modules, E_1/E_2 . Il est clair que, la gravité des effets de déformation de cisaillement dépend aussi de l'anisotropie matériau de la couche. La différence entre **SPT** et **FPT** est, en partie, grâce aux contributions d'ordre supérieur de **SPT** et le fait que les facteurs de correction de cisaillement pour **FPT** dépendent de la propriété des couches et le régime de stratification.

5. Conclusion

Une théorie des plaques laminées composite est utilisé pour étudier la réponse de flexion des plaques stratifiées sous une charge sinusoïdale distribués mécanique transversale et une distribution sinusoïdale non-uniforme de la température. Les équations gouvernant le théorie classique (**CPT**), de premier ordre (**FPT**), d'ordre supérieur (**HPT**) et sinusoïdale (**SPT**) sont convertis en un système unique pour des équations. Des solutions analytiques pour une plaques simplement appuyée stratifiées sont développés en utilisant la procédure de Navier et la séparation de la technique variable. Les résultats de **SPT** sont comparés avec ceux, également obtenus dans la présente étude, de **HPT**, **FPT**, et **CPT**. En général, **CPT** prédit flèches et des contraintes très différentes de celles des théories de déformation de cisaillement. Le **SPT** et **HPT** contiennent le même nombre de variables dépendantes comme dans **FPT**, mais les résultats en matière de prévision plus précise des flèches et des contraintes, et de satisfaire les conditions aux limites. Toutefois, les deux **SPT** et **HPT** ne nécessitent pas l'utilisation de facteurs de correction de cisaillement. En conclusion, **SPT** donne des résultats précis, en particulier des contraintes transversales de cisaillement, que d'autres théories.

6. Bibliographies

- [1] Boley BA, Weiner JH. Theory of Thermal Stresses. New York: John Wiley; 1960.
- [2] Nowacki W. Thermoelasticity. Reading, MA: Addison-Wesley; 1962.
- [3] Tauchert TR. Thermally induced flexure, buckling, and vibration of plates. Appl Mech Rev 1991;44:347–60.
- [4] Pell WH. Thermal deflection of anisotropic thin plates. Q Appl Math 1946;4:27–44.
- [5] Stavsky Y. Thermoelasticity of heterogeneous aelotropic plates. J Eng Mech Div Proc ASCE 1963;89:89–105.
- [6] Wu CH, Tauchert TR. Thermoelastic analysis of laminated plates.1: symmetric especially orthotropic laminates. J Thermal Stresses 1980;3:247–59.
- [7] Wu CH, Tauchert TR. Thermoelastic analysis of laminated plates.2: antisymmetric cross-ply and angle-ply laminates. J Thermal Stresses 1980;3:365–78.
- [8] Reddy JN, Hsu YS. Effects of shear deformation and anisotropy on the thermal bending of layered composite plates. J Thermal Stresses 1980;3:475–93.
- [9] Khdeir AA, Reddy JN. Thermal stresses and deflections of crossply laminated plates using refined plate theories. J Thermal Stresses 1991;14:419–38.
- [10] Chandrashekhara K. Thermal buckling of laminated plates usinga shear flexible finite element. Finite Elem Anal Des 1992;12:51–61.
- [11] Chandrashekhara K, Tenneti R. Non-linear static and dynamic analysis of heated laminated plates: a finite element approach. Compos Sci Tech 1994;51:85–94.
- [12] Fares ME, Zenkour AM. Mixed variational formula for the thermal bending of laminated plates. J Thermal Stresses 1999;22: 347–65.
- [13] Zenkour AM, Fares ME. Thermal bending analysis of composite laminated cylindrical shells using a refined first-order theory. J Thermal Stresses 2000;23:505–26.
- [14] Zenkour AM. Buckling of fiber-reinforced viscoelastic composite plates using various plate theories. J Eng Math, in press.
- [15] Merdaci.S, BACHIR BOUIADJRA. R, MEKSI.A, Benyoucef.S,TOUNSI.A, El Abbas ADDA BEDIA.«Analyse thermo-élastique des Plaques épaisses en Matériaux à Gradient évaluées FGM (Matériaux composites) », the first Conference on Mechanical, Energy and Material Engineering CMEME2015 December 8-9,2015-BISKRA, ALGERIA .
- [16] Slimane Merdaci, Abdelouahed Tounsi, Ahmed Bakora “ A novel four variable refined plate theory for laminated composite plates” ; An International Journal Steel & Composite Structures; Number 4, Volume 22, pages 713-732,2016.

Centrifugal instability of pulsed Taylor-Couette flow in a Oldroyd-B Viscoelastic Fluid

M. Hayani^{1,*},
S. Aniss¹,
M.T. Ouazzani¹,
J.K. Naciri¹

¹ University of Hassan II, Faculty of Sciences Ain-Chock Laboratory of Mechanics, B.P.5366
Maarif, Casablanca, Morocco.

Mots Clés. Taylor-Couette, Modulation en phase, Oldroyd-B non-Linéaire, Méthode Spectrale, Méthode de Runge-Kutta, Théorie de Floquet,

RESUME.

Le présent travail est consacré à l'étude des effets d'une modulation en phase des conditions aux limites relatives à la vitesse, imposées sur le cylindre intérieur et extérieur, sur le seuil d'instabilité au sein d'un fluide viscoélastique en écoulement de Taylor-Couette. Dans ce cadre, nous supposons que le comportement du fluide est régi par une loi de type Oldroyd-B non linéaire et que la modulation est sinusoïdale.

Nous avons effectué une étude de stabilité linéaire de l'écoulement de base et nous avons procédé à une résolution spatiale en utilisant des méthodes spectrales (méthode de collocation de Chebyshev-Gauss-Lobatto) et à une résolution temporelle par la méthode de Runge-Kutta avec la Théorie de Floquet.

Les résultats obtenus dans ce cadre, nous permettent de mettre en évidence, les effets de cette modulation et de la nature viscoélastique sur le nombre de Taylor critique.

1. Introduction

L'écoulement viscoélastique en géométrie de Taylor-Couette constitue un des systèmes modèle pour l'étude des instabilités viscoélastiques [1, 2, 3, 4, 5]. Le système de Taylor-Couette est constitué de deux cylindres coaxiaux, entre lesquels est emprisonné une couche de fluide, les deux cylindres sont mis en rotation indépendamment l'un de l'autre. Le cas de modulation temporelle des vitesses de rotation imposées sur les deux cylindres a fait l'objet de nombreuses études dans le cas des fluides Newtoniens, en particulier le travail réalisé par Aouïdef et *al.* [9]. Le cas d'une modulation en phase et en déphasage en présence d'un fluide viscoélastique (modèle de Maxwell linéaire), a été étudiée par Riahi et *al.* [6, 7, 8].

Pour le cas non modulé, une étape majeure fut franchie quand Larson et *al.* [10] découvrirent que les effets élastiques pouvaient déstabiliser l'écoulement de base qui est Newtonien. On parle d'instabilités purement élastiques, caractérisées au seuil par un comportement oscillant non-axisymétrique et désordonné, observables pour des nombres de Reynolds très faibles. Larson et *al.* [10] ont établi l'existence de ce régime à la fois expérimentalement par l'étude de fluides très élastiques dit de Boger (ex.: un polyisobutylène en solution très visqueuse) et théoriquement par une étude de stabilité linéaire du modèle d'Oldroyd-B.

Suite aux travaux de Larson et *al.* [10], nous nous intéressons à l'étude des instabilités inertio-élastiques (couplage entre ces deux effets), en présence d'une modulation en phase, et ce lorsque le fluide est viscoélastique de type Oldroyd B non linéaire dans le cas de nombres de Reynolds finis.

2. Écoulement de Base

On considère un fluide viscoélastique, de densité ρ et de viscosité cinématique ν , confiné entre deux cylindres coaxiaux de rayons R_1 et $R_2 = R_1 + d$ ayant respectivement les vitesses angulaires $\Omega(R_1)$ et $\Omega(R_2)$ définies respectivement par $\Omega(R_1) = \Omega(R_2) = \Omega_0 \cos(\omega t)$, où Ω_0 et ω sont respectivement l'amplitude et la fréquence de pulsation (Fig. 1).

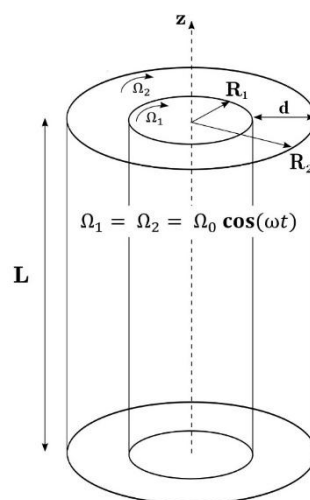


Fig .1. Géométrie de Taylor-Couette modulée.

Les équations régissant l'écoulement de base sont l'équation de conservation de la quantité de mouvement, les équations de la loi de comportement et l'équation de conservation de la masse :

$$\begin{cases} \rho \left(\frac{\partial}{\partial t} \mathbf{u} + (\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} \right) = -\nabla p + \nabla \boldsymbol{\tau} \\ \nabla \cdot \mathbf{u} = 0 \end{cases} \quad (2.1)$$

où \mathbf{u} est la vitesse du fluide, p la pression et $\boldsymbol{\tau}$ le tenseur des contraintes (incluant la contribution visqueuse newtonienne, et la contribution non-newtonienne). Nous désignons par ρ la densité du fluide. Le fluide considéré est supposé de type Oldroyd-B non-Linéaire dont le comportement est donné par :

$$\boldsymbol{\tau} = \boldsymbol{\tau}^p + \boldsymbol{\tau}^s \quad (2.2)$$

Le premier terme représente la contribution polymère $\bar{\boldsymbol{\tau}}^p$, tandis que le second représente l'effet du solvant newtonien $\bar{\boldsymbol{\tau}}^s$:

$$\boldsymbol{\tau}^s = 2\eta_s \mathbf{D} \quad (2.3)$$

où η_s est la viscosité dynamique du solvant et \mathbf{D} est le tenseur des taux de déformation,

$$2\mathbf{D} = \nabla \mathbf{u} + \nabla \mathbf{u}^T \quad (2.4)$$

Pour la contribution polymère, nous avons :

$$\boldsymbol{\tau}^p + \lambda \overset{\nabla}{\boldsymbol{\tau}}^p = 2\eta_p \mathbf{D} \quad (2.5)$$

où λ est le temps de relaxation, η_p est la viscosité dynamique du polymère et $\overset{\nabla}{\boldsymbol{\tau}}^p$ est la dérivée convectée supérieure temporelle du tenseur des contraintes :

$$\overset{\nabla}{\boldsymbol{\tau}}^p = \frac{\partial}{\partial t} \boldsymbol{\tau}^p + \mathbf{u} \cdot \nabla \boldsymbol{\tau}^p - \nabla \mathbf{u}^T \cdot \boldsymbol{\tau}^p - \boldsymbol{\tau}^p \cdot \nabla \mathbf{u} \quad (2.6)$$

L'écoulement de base est représenté par un champ de vitesse et un tenseur des contraintes pour lequel v_θ^0 vérifie :

$$\mathbf{u}^0 = \begin{pmatrix} 0 \\ v_\theta^0 \\ 0 \end{pmatrix}, \boldsymbol{\tau}^p)^0 = \begin{pmatrix} \tau_{rr}^0 & \tau_{r\theta}^0 & \tau_{rz}^0 \\ \tau_{\theta r}^0 & \tau_{\theta\theta}^0 & \tau_{\theta z}^0 \\ \tau_{zr}^0 & \tau_{z\theta}^0 & \tau_{zz}^0 \end{pmatrix}, p = \{p^0\} \quad (2.7)$$

Nous introduisons par la suite les variables adimensionnelles suivantes :

$$r = (dx + R_1), v^* = \frac{V}{R_1 \Omega_0}, t^* = \frac{t}{d^2}, \tau^* = \frac{\tau}{\rho \nu R_1 \Omega_0} \quad (2.8)$$

Les équations (2.1)-(2.2) s'écrivent donc :

θ -composante de l'équation de Navier-Stokes

$$\begin{aligned} \frac{\partial v_{\theta}^{0*}}{\partial t^*} &= (1-S) \frac{\partial^2 v_{\theta}^{0*}}{\partial x^2} + \frac{(1-S)\epsilon}{(\epsilon x + 1)} \frac{\partial v_{\theta}^{0*}}{\partial x} - \frac{(1-S)\epsilon^2}{(\epsilon x + 1)^2} v_{\theta}^{0*} \\ &+ \frac{2\epsilon}{(\epsilon x + 1)} \tau_{r\theta}^{0*} + \frac{\partial \tau_{r\theta}^{0*}}{\partial x} \end{aligned} \quad (2.9)$$

rr -composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$E \frac{\partial}{\partial t^*} \tau_{rr}^{0*} + \tau_{rr}^{0*} = 0 \quad (2.10)$$

$r\theta$ -composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$\begin{aligned} E \frac{\partial}{\partial t^*} \tau_{r\theta}^{0*} + \tau_{r\theta}^{0*} &= -\frac{\epsilon E R_e}{(\epsilon x + 1)} v_{\theta}^{0*} \tau_{rr}^{0*} + E R_e \frac{\partial v_{\theta}^{0*}}{\partial x} \tau_{rr}^{0*} - \frac{\epsilon S}{(\epsilon x + 1)} v_{\theta}^{0*} \\ &+ S \frac{\partial v_{\theta}^{0*}}{\partial x} \end{aligned} \quad (2.11)$$

rz - composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$E \frac{\partial}{\partial t^*} \tau_{rz}^{0*} + \tau_{rz}^{0*} = 0 \quad (2.12)$$

$\theta\theta$ - composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$E \frac{\partial}{\partial t^*} \tau_{\theta\theta}^{0*} + \tau_{\theta\theta}^{0*} = -2 \frac{\epsilon E R_e}{(\epsilon x + 1)} v_{\theta}^{0*} \tau_{r\theta}^{0*} + 2 E R_e \tau_{r\theta}^{0*} \frac{\partial v_{\theta}^{0*}}{\partial x} \quad (2.13)$$

θz - composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$E \frac{\partial}{\partial t^*} \tau_{\theta z}^{0*} + \tau_{\theta z}^{0*} = -\frac{\epsilon E R_e}{(\epsilon x + 1)} v_{\theta}^{0*} \tau_{rz}^{0*} + E R_e \tau_{rz}^{0*} \frac{\partial v_{\theta}^{0*}}{\partial x} \quad (2.14)$$

zz - composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$E \frac{\partial}{\partial t^*} \tau_{zz}^{0*} + \tau_{zz}^{0*} = 0 \quad (2.15)$$

avec les conditions aux limites suivantes: $v_{\theta}^{0*}(0, t^*) = v_{\theta}^{0*}(1, t^*) = \cos(\sigma t^*)$, nous définissons quatre nombres sans dimension, à savoir le nombre de Reynolds R_e , le nombre d'Elasticité E , le nombre de composition S et le nombre d'Onde α :

$$R_e = \frac{\Omega_1 R_1 d}{\nu}, E = \frac{\lambda}{d^2}, (1-S) = \frac{\eta_s}{\eta}, S = \frac{\eta_p}{\eta}, \sigma = \frac{\omega}{d^2}, \alpha = \sigma d, \epsilon = \frac{d}{R_1},$$

Nous utilisons la notation : $R = (1 - S)E$. En considérant l'entrefer entre les deux cylindres d petit devant le rayon du cylindre intérieur R_1 , les termes d'ordre d/R_1 sont négligés. La vitesse de base adimensionnelle vérifiant l'équations aux équations aux dérivées partielle (2.9)-(2.11) s'écrit sous la forme :

$$\begin{aligned} v_{\theta}^{0*}(x, t^*) &= V_1(x) \cos(\sigma t^*) + V_2(x) \sin(\sigma t^*) & 2.10 \\ V_1(x) &= \frac{1}{\cosh(\gamma\xi) + \cos(\gamma\beta)} (\cos(\gamma\beta x) \cosh(\gamma\xi(1-x)) + \cos(\gamma\beta(1-x)) \cosh(\gamma\xi x)), \\ V_2(x) &= \frac{1}{\cosh(\gamma\xi) + \cos(\gamma\beta)} (\sin(\gamma\beta x) \sinh(\gamma\xi(1-x)) + \sin(\gamma\beta(1-x)) \sinh(\gamma\xi x)), \end{aligned}$$

$$\text{Avec les constantes : } \gamma = \sqrt{\frac{\sigma}{2}}, \beta = \sqrt{\frac{(1+\sigma^2 E^2)}{(1+\sigma^2 R^2)} + \frac{\sigma(E-R)}{(1+\sigma^2 R^2)}}, \xi = \sqrt{\frac{(1+\sigma^2 E^2)}{(1+\sigma^2 R^2)} - \frac{\sigma(E-R)}{(1+\sigma^2 R^2)}}$$

La forme du tenseur de contraintes suivant la composante $r\theta$ en écoulement de base, donnée par la résolution de l'équation (2.11) s'écrit sous la forme :

$$\tau_{r\theta}^{0*}(x, t) = T_1(x) \cos(\sigma t) + T_2(x) \sin(\sigma t)$$

avec :

$$\begin{aligned} T_1(x) &= \frac{S}{(1+(\sigma E)^2)} \frac{\partial V_1}{\partial x} - \frac{\sigma S E}{(1+(\sigma E)^2)} \frac{\partial V_2}{\partial x}, & (2.11) \\ T_2(x) &= \frac{\sigma S E}{(1+(\sigma E)^2)} \frac{\partial V_1}{\partial x} + \frac{S}{(1+(\sigma E)^2)} \frac{\partial V_2}{\partial x}, \end{aligned}$$

La forme de tenseur de contraintes suivant la composante $\theta\theta$ en écoulement de base, donnée par la résolution de l'équation (2.13) s'écrit sous la forme :

$$\tau_{\theta\theta}^{0*}(x, t^*) = (\epsilon T_3 + T_4) \cos(2\sigma t) + (\epsilon T_5 + T_6) \sin(2\sigma t) + (\epsilon T_7 + T_8)$$

avec:

$$\begin{aligned} T_7 &= -ER_e V_1 T_1 - ER_e V_2 T_2, \\ T_8 &= ER_e T_1 \frac{\partial}{\partial x} V_1 + ER_e T_2 \frac{\partial}{\partial x} V_2, \\ T_3 &= -\frac{ER_e V_1 T_1}{(1+(2\sigma E)^2)} + \frac{2\sigma E^2 R_e V_1 T_2}{(1+(2\sigma E)^2)} + \frac{2\sigma E^2 R_e V_2 T_1}{(1+(2\sigma E)^2)} + \frac{ER_e V_2 T_2}{(1+(2\sigma E)^2)}, & (2.12) \\ T_4 &= \frac{ER_e T_1 \frac{\partial V_1}{\partial x}}{(1+(2\sigma E)^2)} - \frac{ER_e \frac{\partial V_2}{\partial x} T_2}{(1+(2\sigma E)^2)} - \frac{2\sigma E^2 R_e T_1 \frac{\partial V_2}{\partial x}}{(1+(2\sigma E)^2)} - \frac{2\sigma E^2 R_e T_2 \frac{\partial V_1}{\partial x}}{(1+(2\sigma E)^2)}, \\ T_5 &= -\frac{2\sigma E^2 R_e V_1 T_1}{(1+(2\sigma E)^2)} - \frac{ER_e V_2 T_1}{(1+(2\sigma E)^2)} - \frac{ER_e V_1 T_2}{(1+(2\sigma E)^2)} + \frac{2\sigma E^2 R_e V_2 T_2}{(1+(2\sigma E)^2)}, \\ T_6 &= \frac{2\sigma E^2 R_e T_1 \frac{\partial V_1}{\partial x}}{(1+(2\sigma E)^2)} + \frac{ER_e T_1 \frac{\partial V_2}{\partial x}}{(1+(2\sigma E)^2)} + \frac{ER_e T_2 \frac{\partial V_1}{\partial x}}{(1+(2\sigma E)^2)} - \frac{2\sigma E^2 R_e T_2 \frac{\partial V_2}{\partial x}}{(1+(2\sigma E)^2)}, \end{aligned}$$

3. Analyse de Stabilité Linéaire

Dans ce paragraphe nous allons nous intéresser à la stabilité de l'écoulement décrit précédemment vis à vis des perturbations axisymétriques. Nous superposons des perturbations infinitésimales à la solution de base :

$$u(r, z, t) = U(r, t)e^{i\sigma z}, \quad v(r, z, t) = v_{\theta}^0(r, t) + V(r, t)e^{i\sigma z}, \quad w(r, z, t) = \quad (3.1)$$

$$W(r, t)e^{i\sigma z}$$

$$p(r, z, t) = p^0(r, t) + P(r, t)e^{i\sigma z} \quad (3.2)$$

Le tenseur des contraintes peut se décomposer aussi en la somme d'un écoulement de base et d'une perturbation suffisamment petite. Nous avons donc :

$$\begin{aligned} \mathfrak{T}_{rr}^p &= \mathfrak{T}_{rr}^0(r, t) + \widehat{R}\widehat{R}(r, t)e^{i\sigma z}, \quad \mathfrak{T}_{\theta\theta}^p = \mathfrak{T}_{\theta\theta}^0(r, t) + \\ &\widehat{\Theta}\widehat{\Theta}(r, t)e^{i\sigma z}, \quad \mathfrak{T}_{r\theta}^p = \mathfrak{T}_{r\theta}^0(r, t) + \widehat{R}\widehat{\Theta}(r, t)e^{i\sigma z}, \quad \mathfrak{T}_{\theta z}^p = \\ &\mathfrak{T}_{\theta z}^0(r, t) + \widehat{\Theta}\widehat{Z}(r, t)e^{i\sigma z}, \quad \mathfrak{T}_{rz}^p = \mathfrak{T}_{rz}^0(r, t) + \widehat{R}\widehat{Z}(r, t)e^{i\sigma z}, \\ &\mathfrak{T}_{zz}^p = \mathfrak{T}_{zz}^0(r, t) + \widehat{Z}\widehat{Z}(r, t)e^{i\sigma z} \end{aligned} \quad (3.3)$$

Nous substituons les expressions (3.1)-(3.2)-(3.3) dans les équations (2.1)-(2.5). Nous obtenons un système d'évolution des perturbations que nous linéarisons et nous adimensionnons en utilisant (2.8) pour aboutir au système suivant:

r -composante de l'équation de Navier-Stokes

$$\begin{aligned} \left(1 + \frac{\epsilon^2 \alpha^{-2}}{(\epsilon x + 1)^2} - \frac{\epsilon \alpha^{-2}}{(\epsilon x + 1)} \frac{\partial}{\partial x} - \alpha^{-2} \frac{\partial^2}{\partial x^2}\right) \frac{\partial}{\partial t^*} \widehat{U}^* &= (1 - S) \left(-\alpha^{-2} \frac{\partial^4}{\partial x^4} - \right. \\ &\frac{2\epsilon \alpha^{-2}}{(\epsilon x + 1)} \frac{\partial^3}{\partial x^3} + \frac{3\epsilon^2 \alpha^{-2}}{(\epsilon x + 1)^2} \frac{\partial^2}{\partial x^2} + 2 \frac{\partial^2}{\partial x^2} - \frac{3\epsilon^3 \alpha^{-2}}{(\epsilon x + 1)^3} \frac{\partial}{\partial x} + \frac{2\epsilon}{(\epsilon x + 1)} \frac{\partial}{\partial x} + \frac{3\epsilon^4 \alpha^{-2}}{(\epsilon x + 1)^4} - \frac{2\epsilon^2}{(\epsilon x + 1)^2} - \\ &\alpha^2) \widehat{U}^* + \frac{2\epsilon R_e}{(\epsilon x + 1)} V_\theta^{0*} \widehat{V}^* + \left(\frac{\epsilon}{(\epsilon x + 1)} + \frac{\partial}{\partial x}\right) \widehat{R}\widehat{R}^* + \left(i\alpha - i \frac{\epsilon^2 \alpha^{-1}}{(\epsilon x + 1)^2} + i \frac{\epsilon \alpha^{-1}}{(\epsilon x + 1)} \frac{\partial}{\partial x} + \right. \\ &\left. i\alpha^{-1} \frac{\partial^2}{\partial x^2}\right) \widehat{R}\widehat{Z}^* - \frac{\epsilon}{(\epsilon x + 1)} \widehat{\Theta}\widehat{\Theta}^* - \frac{\partial}{\partial x} \widehat{Z}\widehat{Z}^* \end{aligned} \quad (3.4)$$

θ -composante de l'équation de Navier-Stokes

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t^*} \widehat{V}^* &= -\left(\frac{\partial V_\theta^{0*}}{\partial x} + \frac{\epsilon}{(\epsilon x + 1)} V_\theta^{0*}\right) R_e \widehat{U}^* + (1 - S) \left(\frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\epsilon}{(\epsilon x + 1)} \frac{\partial}{\partial x} - \frac{\epsilon^2}{(\epsilon x + 1)^2} - \right. \\ &\left. \alpha^2\right) \widehat{V}^* + \left(\frac{\partial}{\partial x} + \frac{2\epsilon}{(\epsilon x + 1)}\right) \widehat{R}\widehat{\Theta}^* + i\alpha \widehat{\Theta}\widehat{Z}^* \end{aligned} \quad (3.5)$$

rr -composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$E \frac{\partial}{\partial t^*} \widehat{R}\widehat{R}^* + \widehat{R}\widehat{R}^* = \left(2ER_e \tau_{rr}^{0*} \frac{\partial}{\partial x} + 2S \frac{\partial}{\partial x} + i2\alpha ER_e \tau_{rz}^{0*} - ER_e \frac{\partial \tau_{rr}^{0*}}{\partial x}\right) \widehat{U}^* \quad (3.6)$$

$r\theta$ - composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$\begin{aligned} E \frac{\partial}{\partial t^*} \widehat{R}\widehat{\Theta}^* + \widehat{R}\widehat{\Theta}^* &= \left(ER_e \tau_{r\theta}^{0*} \frac{\partial}{\partial x} - ER_e \frac{\partial \tau_{r\theta}^{0*}}{\partial x} + \frac{\epsilon ER_e}{(x+1)} \tau_{r\theta}^{0*} + i\alpha ER_e \tau_{\theta z}^{0*}\right) \widehat{U}^* + \\ &\left(S \frac{\partial}{\partial x} + ER_e \tau_{rr}^{0*} \frac{\partial}{\partial x} + i\alpha ER_e \tau_{rz}^{0*} - \frac{\epsilon ER_e}{(\epsilon x + 1)} \tau_{rr}^{0*} - \frac{\epsilon S}{(\epsilon x + 1)}\right) \widehat{V}^* + \left(ER_e \frac{\partial V_\theta^{0*}}{\partial x} - \right. \\ &\left. \frac{\epsilon ER_e}{(\epsilon x + 1)} V_\theta^{0*}\right) \widehat{R}\widehat{R} \end{aligned} \quad (3.7)$$

rz - composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$E \frac{\partial}{\partial t^*} \widehat{R}\widehat{Z}^* + \widehat{R}\widehat{Z}^* = \left(i\alpha^{-1} S \frac{\partial^2}{\partial x^2} + i\alpha^{-1} ER_e \tau_{rr}^{0*} \frac{\partial^2}{\partial x^2} + i \frac{\alpha^{-1} ER_e}{(x+\epsilon^{-1})} \tau_{rr}^{0*} \frac{\partial}{\partial x} - \right. \quad (3.8)$$

$$\begin{aligned} & \text{ER}_e \tau_{rz}^0 \frac{\partial}{\partial x} + \text{ER}_e \tau_{rz}^0 \frac{\partial}{\partial x} + i \frac{\epsilon \alpha^{-1} S}{(\epsilon x + 1)} \frac{\partial}{\partial x} - \text{ER}_e \frac{\partial \tau_{rz}^0}{\partial x} - i \frac{\epsilon^2 \alpha^{-1} \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)^2} \tau_{rz}^0 - \\ & \frac{\epsilon \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)} \tau_{rz}^0 + i \alpha \text{ER}_e \tau_{zz}^0 + i \alpha S - i \frac{\epsilon^2 \alpha^{-1} S}{(\epsilon x + 1)^2} \hat{U}^* \end{aligned}$$

$\theta\theta$ - composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$\begin{aligned} & E \frac{\partial}{\partial t^*} \hat{\theta\theta}^* + \hat{\theta\theta}^* = \\ & \left(-\text{ER}_e \frac{\partial \tau_{\theta\theta}^0}{\partial x} + 2 \frac{\epsilon \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)} \tau_{\theta\theta}^0 + \frac{2\epsilon S}{(\epsilon x + 1)} \right) \hat{U}^* + \left(2\text{ER}_e \tau_{r\theta}^0 \frac{\partial}{\partial x} - \frac{2\epsilon \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)} \tau_{r\theta}^0 + \right. \\ & \left. i 2\alpha \text{ER}_e \tau_{\theta z}^0 \right) \hat{V}^* + \left(2\text{ER}_e \frac{\partial V_{\theta}^0}{\partial x} - \frac{2\epsilon \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)} V_{\theta}^0 \right) \hat{R}\theta^* \end{aligned} \quad (3.9)$$

θz - composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$\begin{aligned} & E \frac{\partial}{\partial t^*} \hat{\theta z}^* + \hat{\theta z}^* = \left(i \alpha^{-1} \text{ER}_e \tau_{r\theta}^0 \frac{\partial^2}{\partial x^2} + i \frac{\epsilon \alpha^{-1} \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)} \tau_{r\theta}^0 \frac{\partial}{\partial x} - \text{ER}_e \tau_{\theta z}^0 \frac{\partial}{\partial x} - \right. \\ & \left. \text{ER}_e \frac{\partial \tau_{\theta z}^0}{\partial x} + \frac{\epsilon \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)} \tau_{\theta z}^0 - \frac{\epsilon \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)} \tau_{\theta z}^0 - i \frac{\epsilon^2 \alpha^{-1} \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)^2} \tau_{r\theta}^0 \right) \hat{U}^* + \left(\text{ER}_e \tau_{rz}^0 \frac{\partial}{\partial x} + \right. \\ & \left. i \alpha \text{ER}_e \tau_{zz}^0 - \frac{\epsilon \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)} \tau_{rz}^0 + i \alpha S \right) \hat{V}^* + \left(\text{ER}_e \frac{\partial V_{\theta}^0}{\partial x} - \frac{\epsilon \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)} V_{\theta}^0 \right) \hat{R}z^* \end{aligned} \quad (3.10)$$

zz - composante de l'équation d'Oldroyd-B

$$\begin{aligned} & E \frac{\partial}{\partial t^*} \hat{zz}^* + \hat{zz}^* = \left(i 2\alpha^{-1} \text{ER}_e \tau_{rz}^0 \frac{\partial^2}{\partial x^2} + i \frac{2\epsilon \alpha^{-1} \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)} \tau_{rz}^0 \frac{\partial}{\partial x} - 2\text{ER}_e \tau_{zz}^0 \frac{\partial}{\partial x} - \right. \\ & \left. 2S \frac{\partial}{\partial x} - \text{ER}_e \frac{\partial \tau_{zz}^0}{\partial x} - \frac{2\epsilon S}{(\epsilon x + 1)} - i \frac{2\epsilon^2 \alpha^{-1} \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)^2} \tau_{rz}^0 - \frac{2\epsilon \text{ER}_e}{(\epsilon x + 1)} \tau_{zz}^0 \right) \hat{U}^* \end{aligned} \quad (3.11)$$

Avec les conditions aux limites suivantes :

$$\hat{U}^* = \frac{\partial}{\partial x} \hat{U}^* = \hat{V}^* = 0 \text{ pour } x = 0 \text{ et } x = 1 \quad (3.12)$$

Le comportement de l'écoulement perturbé est contrôlé par quatre paramètres : le nombre de fréquence, σ , le nombre de Taylor T_a , le nombre de d'élasticité E et le nombre de composition S .

4. Approche Numérique et Résultats

4.1. Approche numérique

Nous utilisons la théorie des méthodes spectrales de collocation pour la résolution numérique du problème de stabilité linéaire. Ces méthodes se révèlent d'un grand intérêt en raison de leur très grande précision [11]. Elles consistent à déterminer la solution des équations sous la forme de séries tronquées de fonctions de base orthogonales. Aussi, nous présentons la méthode de résolution temporelle utilisant la théorie de Floquet avec la méthode numérique de Runge-Kutta.

Les méthodes spectrales de collocation de Chebychev [11] reposent sur la décomposition des éléments solutions sur une base de fonction de Lagrange $L_j(x)$. Ainsi, on a:

$$\begin{aligned} & (\widehat{U}^*, \widehat{V}^*, \widehat{RR}^*, \widehat{R\theta}^*, \widehat{RZ}^*, \widehat{\theta\theta}^*, \widehat{\theta Z}^*, \widehat{ZZ}^*)(x, t) \\ & \approx \sum_{j=1}^N (\widehat{U}_j^*, \widehat{V}_j^*, \widehat{RR}_j^*, \widehat{R\theta}_j^*, \widehat{RZ}_j^*, \widehat{\theta\theta}_j^*, \widehat{\theta Z}_j^*, \widehat{ZZ}_j^*)(t) \cdot L_j(x) \end{aligned} \quad (4.1)$$

$\widehat{U}_j^*, \widehat{V}_j^*, \widehat{RR}_j^*, \widehat{R\theta}_j^*, \widehat{RZ}_j^*, \widehat{\theta\theta}_j^*, \widehat{\theta Z}_j^*, \widehat{ZZ}_j^*$ sont les amplitudes dépendant du temps et $L_j(x)$ sont les fonctions de base de Lagrange définis comme suit :

$$L_j(x) = \prod_{\substack{i=1 \\ i \neq j}}^N \left(\frac{x - x_i}{x_j - x_i} \right) \quad j = 1 \dots N \quad (4.2)$$

Ainsi, le polynôme de Chebychev d'ordre N, noté T_N est défini par :

$$T_N(x) = \cos(N \cos^{-1}(x)) \quad (4.3)$$

Ce polynôme admet exactement N extremas. Ces derniers sont appelés les points de collocation de Chebychev-Gauss-Lobatto définis dans l'intervalle $[-1, 1]$ et s'écrivent comme suit :

$$y_i = \cos\left(\frac{\pi(i-1)}{N-1}\right) \quad i = 1 \dots N \quad (4.4)$$

Le polynôme d'interpolation de Chebychev de Lagrange s'écrit alors pour le cas des points de collocation de Tchabychev-Gauss-Lobatto comme suit:

$$L_j(x) = \frac{(-1)^j (1-x^2) T'_{N-1}(x)}{c_j (N-1)^2 (x-x_j)} \quad (4.5)$$

où $c_1 = c_2 = 2$ et $c_2 = \dots = c_{N-1} = 1$

Les dérivées d'ordre n des fonctions $(\widehat{U}^*, \widehat{V}^*, \widehat{RR}^*, \widehat{R\theta}^*, \widehat{RZ}^*, \widehat{\theta\theta}^*, \widehat{\theta Z}^*, \widehat{ZZ}^*)(x, t)$ par rapport à x , évaluées en N points de collocation sont exprimées en termes de matrices dérivées $\mathbf{D}_{ij}^{(n)}$ du même ordre de taille $n \times n$, dont les indices i et j désignent respectivement leurs lignes et leurs colonnes:

$$\begin{aligned} & \frac{\partial^n}{\partial x^n} (\widehat{U}^*, \widehat{V}^*, \widehat{RR}^*, \widehat{R\theta}^*, \widehat{RZ}^*, \widehat{\theta\theta}^*, \widehat{\theta Z}^*, \widehat{ZZ}^*)(x, t) \\ & = \sum_{j=1}^N (\widehat{U}_j^*, \widehat{V}_j^*, \widehat{RR}_j^*, \widehat{R\theta}_j^*, \widehat{RZ}_j^*, \widehat{\theta\theta}_j^*, \widehat{\theta Z}_j^*, \widehat{ZZ}_j^*)(t) \cdot \mathbf{D}_{ij}^{(n)} \end{aligned} \quad (4.6)$$

Les composantes des matrices \mathbf{D}_{ij}^n sont les dérivées d'ordre n des fonctions de base (polynômes de Lagrange) prises en chacun des points de collocation. La matrice dérivée du premier ordre $\mathbf{D}_{ij}^{(1)}$ calculée aux points aux points de collocation de Chebyshev-Gauss-Lobatto [11]. Les dérivées d'ordre $p > 1$ de cette matrice s'obtiennent en élevant la matrice $\mathbf{D}^{(1)}$ à la puissance p , c'est à dire : $\mathbf{D}^{(p)} = (\mathbf{D}^{(1)})^p$. La discrétisation spatiale nous conduit vers un système matriciel de $8N$ inconnus dépendantes du temps. Ces dernières sont définies comme suit :

$$\begin{aligned} & (\widehat{U}_1^* \dots \widehat{U}_N^*, \widehat{V}_1^* \dots \widehat{V}_N^*, \widehat{R}R_1^* \dots \widehat{R}R_N^*, \widehat{R}\theta_1^* \dots \widehat{R}\theta_N^*, \\ & \widehat{R}Z_1^* \dots \widehat{R}Z_N^*, \widehat{\theta}\theta_1^* \dots \widehat{\theta}\theta_N^*, \widehat{\theta}Z_1^* \dots \widehat{\theta}Z_N^*, \widehat{Z}Z_1^* \dots \widehat{Z}Z_N^*) \end{aligned} \quad (4.7)$$

Les équations (3.4- 3.12) constituent un système matriciel dépendant du temps définissons la forme suivante :

$$\overline{\mathbf{B}} \frac{\partial}{\partial t^*} \widehat{\mathbf{X}} = \overline{\mathbf{M}}(t) \widehat{\mathbf{X}} \quad (4.8)$$

Avec $\overline{\mathbf{M}}(t)$ sont des matrices d'ordre $8N$, $\overline{\mathbf{B}}$ est une matrice singulière et: $\widehat{\mathbf{X}}^t = (\widehat{U}_j^*, \widehat{V}_j^*, \widehat{R}R_j^*, \widehat{R}\theta_j^*, \widehat{R}Z_j^*, \widehat{\theta}\theta_j^*, \widehat{\theta}Z_j^*, \widehat{Z}Z_j^*)$.

Selon la théorie de Floquet, la solution matricielle fondamentale de (4.8) a la forme suivante:

$$\Phi(t^*) = \mathbf{P}(t^*) e^{\mathbf{Q}t^*} \quad (4.9)$$

où $\mathbf{P}(t^*)$ est une matrice périodique de période π et les valeurs propres de la matrice \mathbf{Q} sont les exposants de Floquet μ_j . On pose comme condition initiale:

$$\Phi(0) = \mathbf{I} \quad (4.10)$$

En intégrant l'équation (4.9) sur une période, on obtient la condition :

$$\Phi(\pi) = e^{\pi \mathbf{Q}} \quad (4.11)$$

Les valeurs propres λ_j de $\Phi(\pi)$ sont reliées aux exposants de Floquet par la relation :

$$\mu_j = \frac{1}{\pi} \ln(\lambda_j) \quad (4.12)$$

Le système (4.8) est intégré en utilisant la méthode de Runge-Kutta du quatrième ordre avec la condition initiale (4.10). Enfin, on a une relation entre la fréquence γ , le nombre de Taylor T_a et le nombre d'onde k . Cette relation s'écrit formellement sous la forme :

$$\mathcal{R}(T_a, k, \gamma) = 0 \quad (4.13)$$

4.1. Résultats

L'objectif principal de cette étude est de mettre en évidence les effets du caractère viscoélastique du fluide considéré sur les paramètres critiques relatifs au seuil d'instabilité de l'écoulement.

Dans ce cadre, les valeurs critiques du nombre de Taylor et du nombre d'onde critiques, T_{ac} et q_c , en fonction de γ sont présentées dans les figures ci-dessous, (Fig. 1, Fig. 2) pour différentes valeurs du nombre d'élasticité et du nombre de composition S . On constate que pour les faibles valeurs d'élasticité (Fig. 1), un comportement hydrodynamique similaire à celui du fluide Newtonien est obtenu pour les différentes valeurs du paramètre S . En effet, l'écoulement est potentiellement instable dans les fréquences intermédiaires et une stabilisation de celui-ci est obtenue dans les basses et hautes fréquences. Outre l'effet déstabilisant du paramètre S dans toutes les gammes de fréquence, ce paramètre fait augmenter la fréquence à laquelle l'écoulement est potentiellement instable. De plus, le nombre d'onde critique augmente lorsque la composition S du fluide augmente.

En revanche et pour les grandes valeurs du nombre d'élasticité (Fig. 2), une stabilisation de l'écoulement est obtenue en augmentant la fréquence de modulation et l'effet de la composition S est toujours déstabilisant.

Effet de nombre d'élasticité sur le seuil d'instabilité

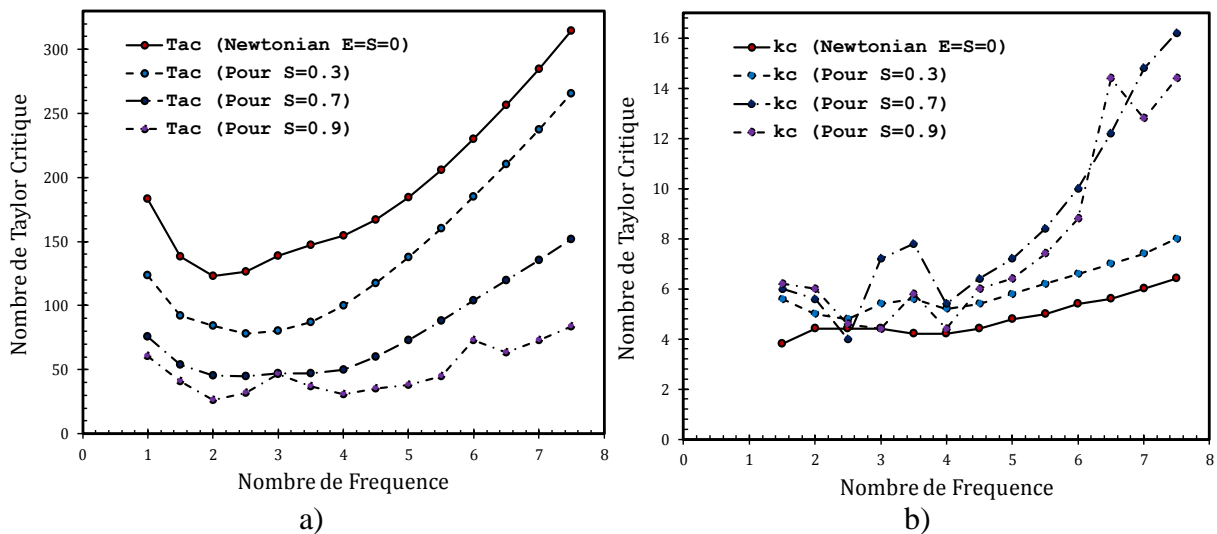


Fig. 1. a) Nombre de Taylor critique en fonction du nombre de fréquence pour un nombre d'élasticité fixe égale à 0.1 et pour différents nombres de composition $S=0, 0.3, 0.7, 0.9$.
b) Nombre d'Onde critique en fonction du nombre de fréquence pour un nombre d'élasticité fixe égale à 0.1 et pour différents nombres de composition $S=0, 0.3, 0.7, 0.9$.

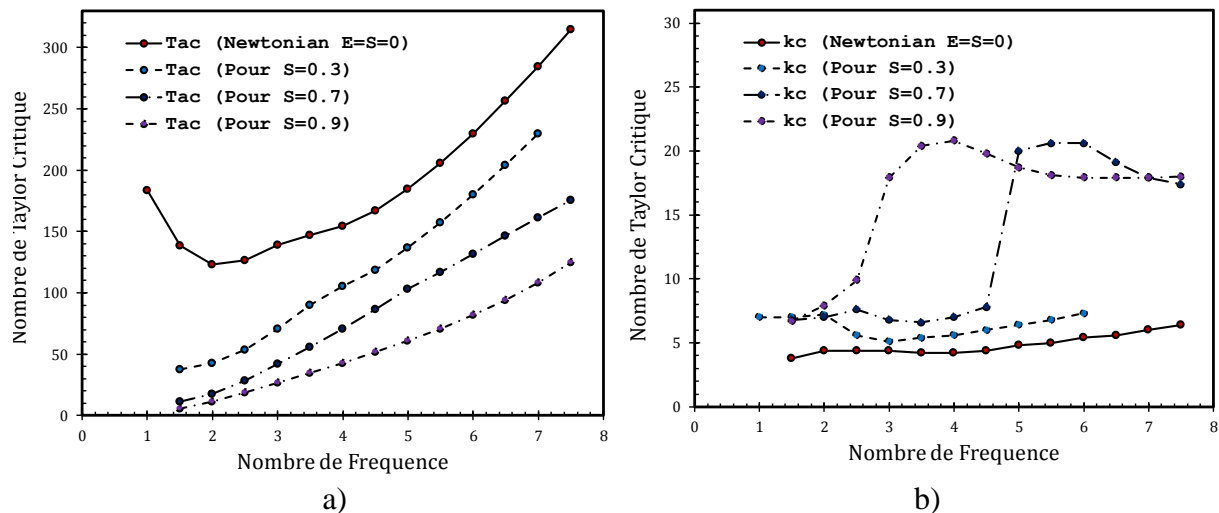


Fig. 2. a) Nombre de Taylor critique en fonction du nombre de fréquence pour un nombre d'élasticité fixe égale à 10 et pour différents nombres de composition $S=0, 0.3, 0.7, 0.9$
 b) Nombre d'Onde critique en fonction du nombre de fréquence pour un nombre d'élasticité fixe égale à 10 et pour différents nombres de composition $S=0, 0.3, 0.7, 0.9$.

5. Conclusion

Dans ce travail, nous nous sommes intéressés à l'étude de l'effet d'une modulation périodique des vitesses pariétales sur l'instabilité centrifuge d'un fluide d'Oldroyd-B en géométrie de Taylor-Couette. Les premiers résultats numériques obtenus dans ce cadre montrent des effets stabilisant ou déstabilisant de cette modulation et de la nature viscoélastique du fluide.

6. Bibliographie

- [1] RUBIN, H., ELATA, C. "Stability of Couette flow of dilute polymer solutions". Phys. Fluids 9, 1926-1933. 1969.
- [2] DENN, M. M. & ROISMAN, J. J. "Rotational stability and measurement of normal stress functions in dilute polymer solutions". AIChE J. 15, 454-459. 1969.
- [3] SUN, Z.-S. & DENN, M. M. "Stability of rotational Couette flow of polymer solutions. AIChE J. 18, 1010-1510. 1972
- [4] HAYES, J. W. & HUTTON, J. F. "The effect of very dilute polymer solutions on the formation of Taylor vortices. Comparison of theory with experiment". Prog. Heat Mass Transfer 5, 195-209. 1972
- [5] JONES, W. M., DAVIES, D. M. & THOMAS, M. C. "Taylor vortices and the evaluation of material constants: a critical assessment". J. Fluid Mech. 60, 19-41. 1973
- [6] Mehdi Riahi, Saïd aniss, Mohamed Ouazzani Touhami, and Salah skali lami, "Stability of a Pulsed Taylor-Couette Flow in a Viscoelastic Fluid", Nihon Reoroji Gakkaishi Vol.42, No.5, 321~327(2014).
- [7] Mehdi Riahi, Saïd aniss, Mohamed Ouazzani Touhami, and Salah skali lami, "Centrifugal instability of pulsed Taylor-Couette flow in a Maxwell fluid", The European Physical Journal E 39(8)· (August 2016).

- [8] Mehdi Riahi, Saïd aniss, Mohamed Ouazzani Touhami, and Salah skali lami, “*Pulsed Taylor-Couette flow in a viscoelastic fluid under inner cylinder modulation*”, Eur. Phys. J. Plus (2015) 130: 253.
- [9] Aouidef A, Normand C, Stegner A, Wesfreid JE, “*Centrifugal instability of pulsed flow*” Phys Fluids, 11, 3665 (1994).
- [10] R. G. Larson, Eric S. G. Shaqfeh And S. J. Muller, “*A purely elastic instability in Taylor-Couette flow*”, J . Fluid Mech. (1990),vol. 218, p p . 573-800
- [11] J . A. C. Weideman. S. C. Reddy. “*A MATLAB differentiation matrix suite. ACM transaction on mathematical software*”, 26,(2000).



Comportement mécanique et évolution du dommage des différents éléments constituant un câble métallique de levage

Mouhib Nadia^{1,2}, Sara Sandabad^{1,2}, Lahlou Mohammed¹, El Ghorba Mohamed¹

¹ Ecole Nationale Supérieure d'Electricité et de Mécanique (ENSEM), Laboratoire de Contrôle et Caractérisation Mécanique des Matériaux et des Structures (LCCMMS), Oasis Route d'El Jadida, BP 8118, CASABLANCA (Maroc).

² Institut Supérieur d'Etudes Maritimes, Km 7 Route d'El Jadida Casablanca Maroc, Casablanca, Maroc

mouhib.nadia@gmail.com

Résumé :

Les câbles métalliques sont soumis à plusieurs mécanismes d'endommagement. Ces mécanismes peuvent s'activer simultanément sur une même zone de câble et interagir en entraînant la rupture prématurée de fils constitutifs causant ainsi des accidents graves dus notamment à la rupture brutale et inattendue de ces câbles. Dans le cadre de cette problématique, cette étude s'intéresse au comportement mécanique de câble et l'évolution de son dommage en fonction des fils rompus. Dans le but d'une caractérisation multi-échelles, des essais mécaniques ont été réalisés sur des assemblages de taille variable, allant du câble passant par le toron arrivant au plus petit de leurs composants, le fil. En effets, les résultats expérimentaux sont présentés dans ce travail divisés en trois sections principales selon les trois échelles étudiées. Les résultats ont montré que les câbles métalliques de levage ont un comportement élastique du à l'écroutissage provoqué par le tréfilage des fils de câble et aussi au pourcentage élevé de carbone qui leur confèrent une limite élastique très remarquable et par suite une haute résistance à la traction. Il a été remarqué également que l'âme centrale présente la plus grande résistance que ce soit au niveau du toron ou du fil. On peut dire que l'âme représente une partie importante dans la conception du câble et contribue d'une manière irremplaçable au support de la charge.

Mots clefs : Câble métallique, étude multi-échelles, comportement mécanique, fils rompus, dommage.

1. Introduction

Pour s'assurer de la fiabilité d'une structure, il est donc primordial de connaître le comportement mécanique du matériau à mettre en œuvre. De plus, l'endommagement que peut subir celui-ci durant sa phase de vie doit être quantifié en fonction des sollicitations appliquées. Les câbles métalliques à titre d'exemple, se caractérisent par une architecture très complexe. Le constituant de base du câble d'acier est le fil tréfilé [1]. Les fils sont alors torsadés pour former le toron, le câble est enfin fabriqué avec les torons, qui décrivent des hélices autour de l'âme lors de l'opération de câblage. Cette structure assez spéciale permet au câble de reprendre les charges malgré la rupture d'un ou plusieurs fils [2]. De plus, leur souplesse en flexion permet leur enroulement facile avant ou pendant leur utilisation. Néanmoins, cette conception des câbles qui présente de multiples avantages a aussi des inconvénients, puisque les conditions de sollicitations complexes peuvent engendrer des déformations ou des dégradations locales sans oublier leur sensibilité à l'environnement qui peut provoquer la corrosion des fils d'acier. L'objectif principal de la présente étude consiste à prédire le dommage des principaux éléments d'un câble métallique de levage de type 19x7, en se basant sur des essais expérimentaux de traction et par la suite déterminer la fraction de vie critique β_c . Une telle étude pourrait être bénéfique pour les industriels en raison de son faible coût et de sa rapidité.

2. Matériau et méthodes

1. Matériau

Notre approche consiste à étudier le comportement des éléments appartenant au câble métallique de levage de type 19x7 de constructions antigiratoire (le premier nombre fait référence au nombre de torons dans le câble et le second au nombre de fils par toron) (Figure1), le câble est de diamètre 7mm, composé de l'acier clair graissé, à âme métallique, croisé à droite, préformé, il est principalement utilisé comme câble de gréage pour tous les types de grues ainsi que pour l'exploration en haute mer grâce à son excellente résistance à la déformation.

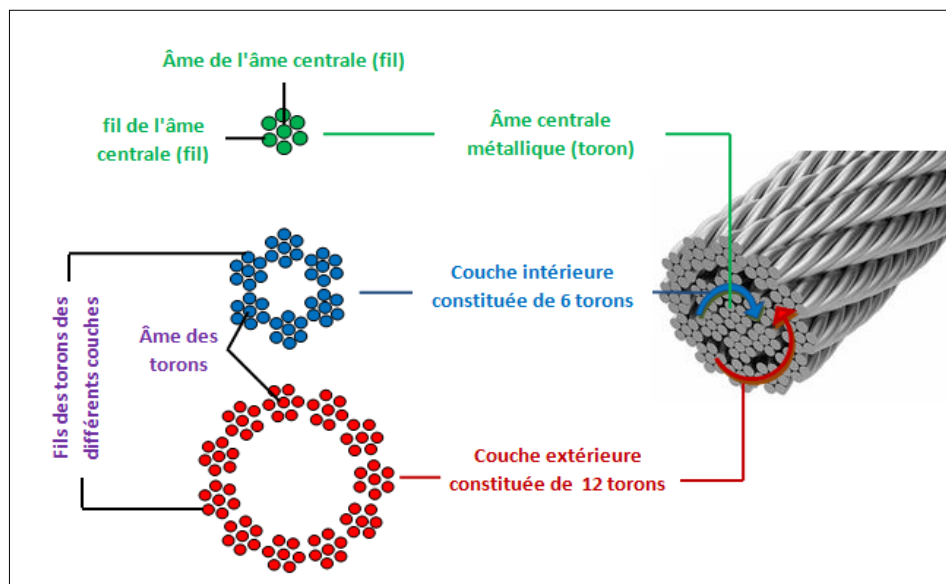


Figure 1. Câble métallique de levage de type 19x7 de construction antigiratoire

Les essais sont réalisés sur des éprouvettes de câble (Figure 2.a), toron (Figure 2.b) et fil (Figure 2.c), leur préparation est suivant les normes [3,4,5].

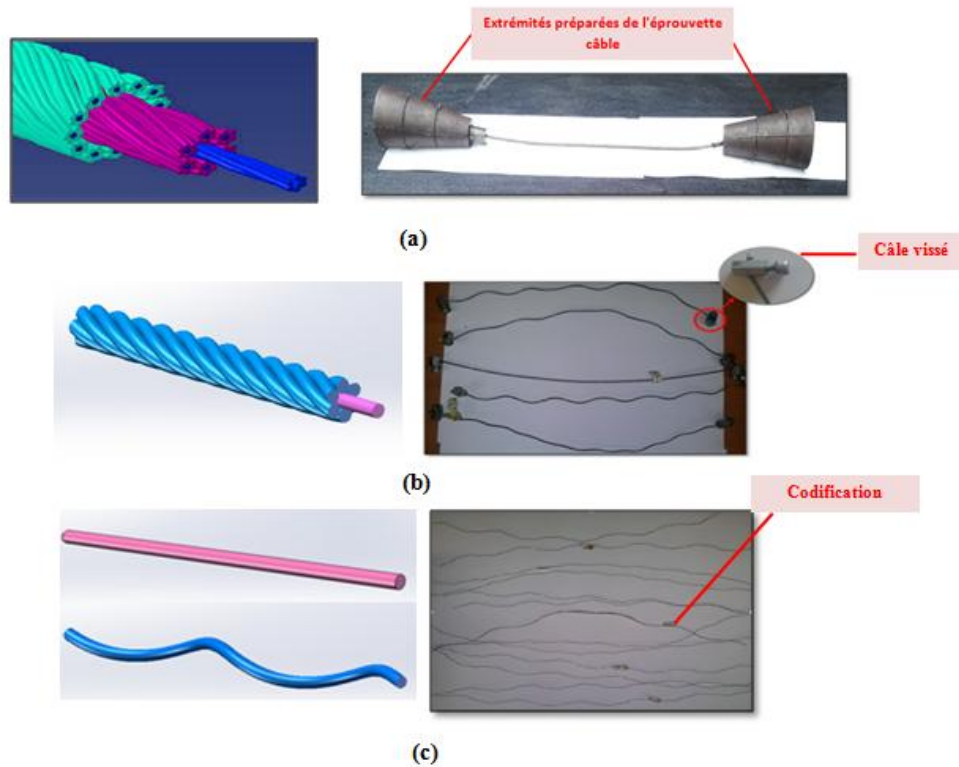


Figure 2. Dimensions des éprouvettes a) câble b) toron et c) fils

2. Méthodes expérimentales

La principale difficulté concernant les essais sur les câbles réside dans l'amarrage en compte de répartition d'effort appliqué sur tous les composants sans glissement et sans concentration de contrainte au niveau des mors de la machine qui entraînent une rupture prématurée lors de l'essai, donc la présence de pièces intermédiaires qui assurent la liaison entre le câble et les charges appliquées est nécessaire. Pour cela, le dispositif d'amarrage conçu pour câble tendu, comprend des mors de forme tronconique à l'intérieur desquels les mors coopèrent avec des logements (moules), présentant une portion tronconique complémentaire dans lesquels les extrémités du câble sont préalablement préparées avec du zinc fondu qui lorsqu'il pénètre les fils constituant, il prend cette forme conique (Figure 3.a). L'ensemble des éprouvettes a été testé à une température ambiante du laboratoire et selon les prescriptions et les directives de la norme internationale ISO 6892 [6].

Les torons étudiés sont constitués de 7 fils individuels, un fil central et 6 fils périphériques disposés en hélice autour du fil central. Des essais de traction ont été réalisés sur un lot de torons de l'âme centrale et d'autres sur un lot de torons hélicoïdaux appartenant à la couche intérieure et la couche extérieure du câble. Comme il a été mentionné auparavant, le but est de suivre le dommage du toron extrait d'un câble. Pour cela, des essais statiques ont été effectués sur des torons endommagés artificiellement à différents niveaux d'endommagement en coupant les fils constituant les éprouvettes torons (2,3,4 et 5 fils rompus d'un toron). Pour rompre les fils manuellement une pointe a été insérée prudemment à travers le nombre de fils à couper et les soulever minutieusement en tournant la pointe dans la direction de câblage pour les dégager (figure5) puis les couper au moyen d'une pince coupante diagonale.

Des essais statiques ont également été effectués sur tous les types de fils constituant à savoir: fils de l'âme centrale, l'âme de l'âme centrale, l'âme des torons et les fils des torons de la couche intérieure et la couche extérieure. Les essais ont été réalisés à l'aide d'une machine de traction universelle dénommée Zwick Roell de capacité maximale de 10KN pour les torons (Figure 3.b) et de 2.5KN pour les fils (Figure 3.c).

En vue d'obtenir des éprouvettes du toron et de fil, une longueur convenable a été coupée du câble. Les torons ont été décâblés et les fils ont été détournés. La longueur minimale des échantillons est égale à la longueur d'essai plus celle nécessaire à l'amarrage. Par conséquent, une longueur de 300 mm a été prévue comme étant la longueur d'essai que ce soit pour les torons ou pour les fils. La tolérance de mesure en longueur est de \pm un millimètre pour l'ensemble des échantillons prélevés.

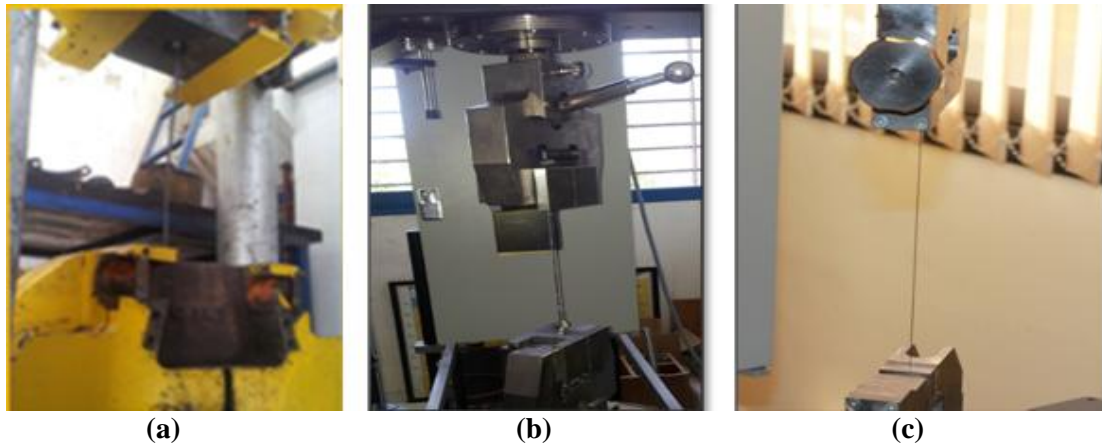


Figure 3. Montage des essais de traction a) câble b) toron c) fil

3. Résultat et discussion

1. Résultats expérimentaux des câbles

La figure 4 présente l'évolution de la force appliquée sur l'éprouvette (en KN) en fonction du déplacement (en mm) du câble métallique de levage de type antigiratoire 19x7, de diamètre 7mm.

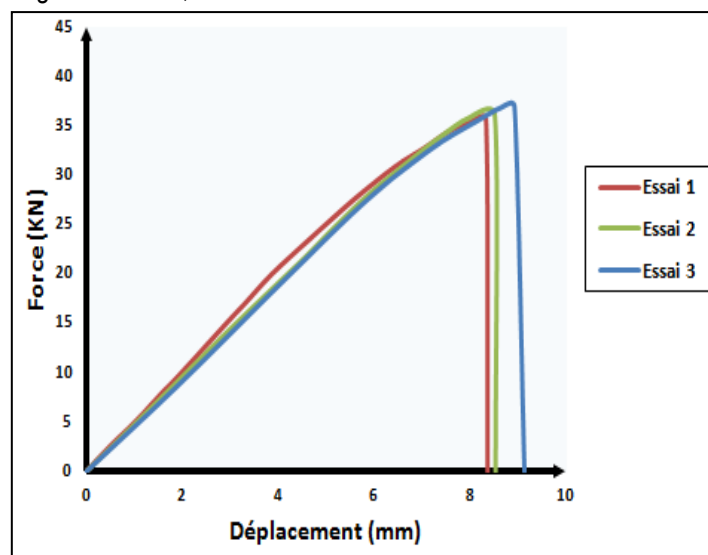


Figure 4. L'évolution de la force (KN) en fonction du déplacement (mm) du câble

On constate que les câbles métalliques de levage ont un comportement élastique. Ceci pourrait s'expliquer par le fait que le câble de traction n'est pas infiniment rigide. L'érouissage provoqué par le tréfilage des fils de câble permet de relâcher les contraintes internes dans le matériau et le pourcentage de carbone élevé, leur confèrent une limite élastique très remarquable et par suite une haute résistance à la traction. Les propriétés mécaniques extraites des résultats expérimentaux obtenus sont regroupées dans le tableau 1.

La formule (1) est utilisée pour calculer la section normalisée de câble 19 * 7 [7] :

$$A_m = f \pi d^2 / 4 \tag{1}$$

Où:

d: est le diamètre du câble ;

f: coefficient du taux de vide entre les fils. f = 0,55 pour les câbles multi-torons.

Le câble 19 * 7 est un câble multi-torons donc la section normalisée sera égale à 21,16 mm².

Tableau 1. Caractéristiques mécaniques du câble

Module de Young (GPa)	Limite élastique (MPa)	Contrainte maximale	Déformation (%)
161	1512	1708	1.37

2. Résultats expérimentaux des torons

➤ Caractérisation mécanique

L'ensemble des tests menant à la rupture des spécimens de torons prélevés d'un câble métallique de levage a permis de tracer l'allure de la courbe de traction qui représente l'évolution de la force appliquée sur l'éprouvette toron (N) en fonction du déplacement (mm) pour les deux types d'éprouvettes torons étudiées (âme centrale et torons hélicoïdaux)

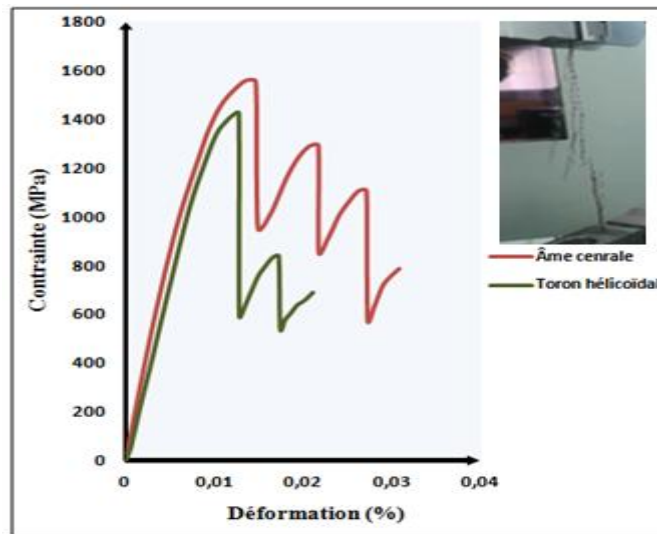


Figure 5. L'évolution de la force (N) en fonction du déplacement (mm) pour les torons

Il a été remarqué d'après la figure 5, que l'âme présente la plus grande résistance au niveau du toron. Elle représente donc une partie importante dans la conception du câble et participe au support de la charge. L'ensemble des tests menant à la rupture des spécimens de torons prélevés d'un câble métallique de levage a permis de tracer l'allure de la courbe de traction qui représente l'évolution de la force appliquée sur l'éprouvette toron (N) en fonction du déplacement (mm) (Figure 5) et par la suite extraire les caractéristiques mécaniques regroupées dans le tableau 2 (les valeurs données sont des valeurs moyennes).

Tableau 2. Caractéristiques mécaniques du toron

	Module de Young	Coefficient de Poisson	Limite élastique (0,2%)	Contrainte maximale	Contrainte à la rupture
Âme centrale	192 GPa	0,3	1425 MPa	1587 MPa	809 MPa
Toron hélicoïdal	189 GPa	0,3	1389 MPa	1417 MPa	742 MPa

Les résultats expérimentaux obtenus en fonction du nombre de fils rompus (0,2,3,4 et 5) sont donnés dans la figure 6. Les courbes de la figure décrivent en 3D l'évolution de la force (N) en fonction de déplacement (mm).

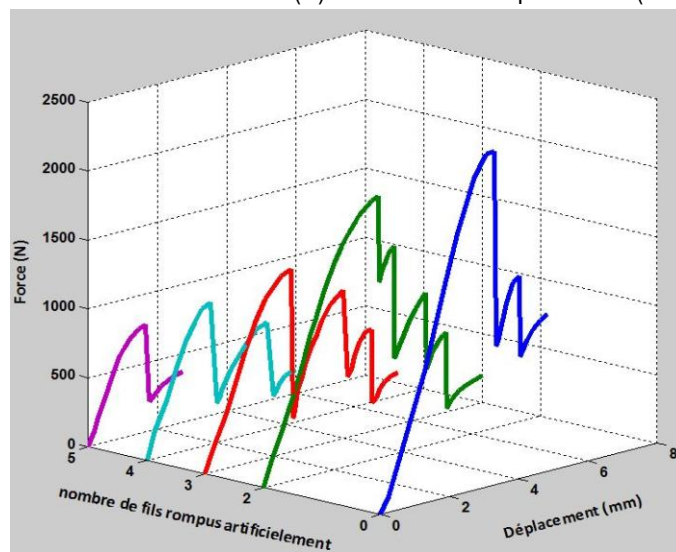


Figure 6. L'évolution de la force (N) en fonction du déplacement (mm) pour les différents niveaux d'endommagement

Lors de la réalisation des essais et selon les résultats montrés sur la figure 6, il a été constaté qu'un toron pré-endommagé possède une force ultime résiduelle qui chute à chaque rupture d'un fil constitutif puis reprend sa raideur, jusqu'à atteindre la valeur de rupture finale de l'éprouvette qui correspond à la rupture du dernier fil. Ceci peut être traduit par une perte de force du toron en fonction du nombre de fils rompus.

➤ **Evolution du dommage statique-Fiabilité statique**

Le modèle du dommage statique consiste à déterminer l'évolution de la force dont les variations sont dues essentiellement à l'endommagement. On quantifie alors le dommage statique par la variable D_s exprimée par [8]

$$D_s = \frac{1 - \frac{F_{ur}}{F_u}}{1 - \frac{F_a}{F_u}} \tag{1}$$

Avec :

F_u : Valeur de la force ultime à l'état initial;

F_{ur} : Valeur de la force ultime pour différents niveaux d'endommagement;

F_a : Force juste avant la rupture qui correspond à la force du dernier fil.

L'évolution du dommage du toron est suivie à plusieurs niveaux de dégradation en commençant par son état vierge jusqu'à la rupture selon les conditions limites suivantes:

- À l'état initial $\beta = 0 \longrightarrow F_{ur} = F_u \longrightarrow D = 0$
- À l'état final $\beta = 1 \longrightarrow F_{ur} = F_a \longrightarrow D = 1$

La fiabilité varie en sens inverse du dommage. Intuitivement, il doit exister une relation entre ces deux paramètres. Ce qui nous permet d'écrire :

$$R_s(\beta) + D_s(\beta) = 1 \tag{2}$$

L'équation obtenue nous permet de tracer la courbe de variation de la fiabilité superposée avec celle de dommage pour les deux types de torons étudiés (l'âme centrale et le toron hélicoïdal)

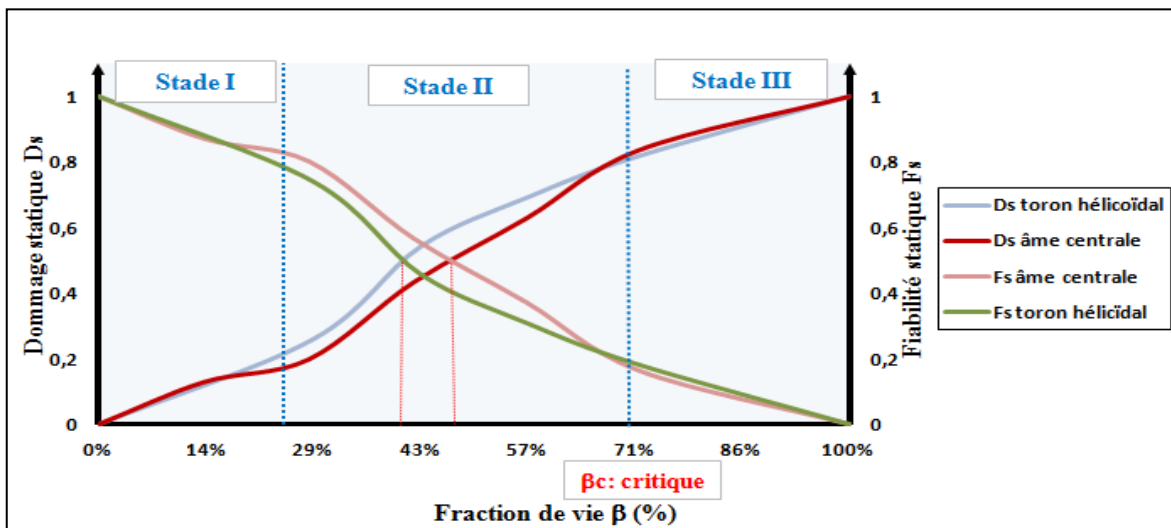


Figure 7. Superposition des courbes Dommage statique-Fiabilité statique

D'après la figure 7, l'intersection des courbes de dommage statique et fiabilité statique de l'ensemble des torons pré-endommagés à différents niveaux, nous a permis de déterminer le premier stade de dommage qui correspond à son initiation ; jusqu'à 2/7 fils rompus (28% d'endommagement) le dommage croît d'une manière assez lente. Puis le stade II qui se situe dans l'intervalle de $\beta = [2/7, 5/7]$ équivalent à [28%,71%] est déterminé à partir de 80% de dommage (20% de fiabilité) . Ce point d'intersection correspond à la fraction de vie critique β_c qui fait le pont entre le stade II de dommage progressif et le stade III où le dommage s'accélère de façon brusque et la rupture peut être brutale. Ce qui veut dire qu'à partir de 5/7 fils rompus le toron est inutilisable et une maintenance prédictive s'impose à l'industriel.

En comparant les deux courbes du dommage des deux types de toron appartenant au même câble, nous trouvons que les stades de l'évolution du dommage et de fiabilité sont identiques. Néanmoins, nous remarquons qu'au stade II le dommage s'accélère pour le toron hélicoïdal plus que pour l'âme centrale. Ce qui veut dire que la durée de vie de l'âme centrale est légèrement supérieure à celle des torons hélicoïdaux vu l'opération de câblage qu'ils ont subit lors de la fabrication et leur contact avec le milieu extérieur.

3. Résultats expérimentaux des fils

➤ Caractérisation mécanique

Le fil étant l'élément de base du câble, une compréhension de son comportement s'avère de la plus haute importance. Pour cela, des essais de traction ont été réalisés sur les éprouvettes fils de différents types dans le but d'une caractérisation mécanique fiable. La figure 8 présente l'évolution de la force appliquée sur l'éprouvette en (N).

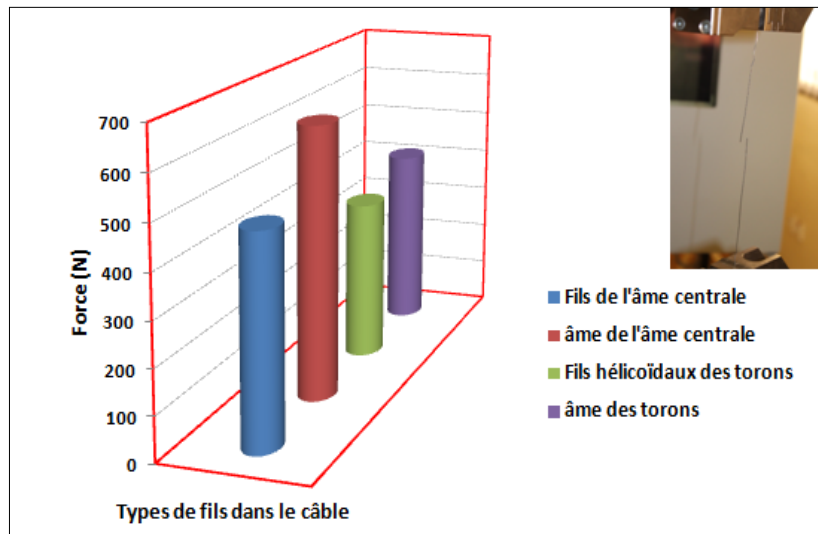


Figure 8. L'évolution de la force (N) pour les différents types de fils dans le câble

La même constatation concernant le toron a été faite pour le fil où on voit clairement que l'âme fil dans le toron présente la plus grande résistance grâce à son plus grand diamètre.

➤ Evolution de Probabilité de survie-Probabilité de défaillance

En comparant la probabilité de survie et de défaillance des fils des torons hélicoïdaux avec celles des fils de l'âme centrale, on aura les résultats sur la figure 9 qui représentent la probabilité de survie et de défaillance en fonction de la fraction de vie $\beta_w = F_u/F_0$.

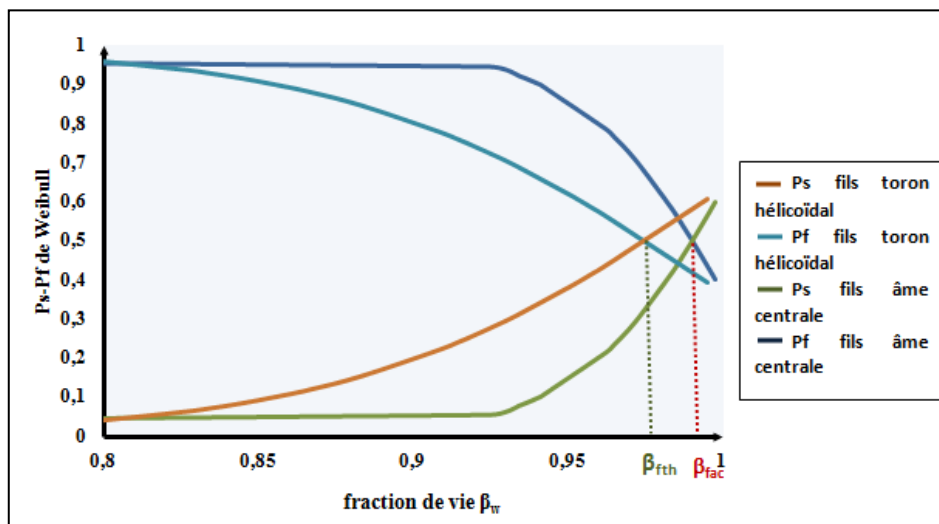


Figure 9. Probabilité de survie et de défaillance en fonction de la fraction de vie $\beta_w = F_u/F_0$.

Les fractions de vie critiques des fils toron hélicoïdal et fils âme centrale sont respectivement $\beta_{fth} = 0,97$ et $\beta_{fac} = 0,99$. Ce qui a montré que la force maximale des fils de l'âme centrale est nettement supérieure à celle des fils des torons hélicoïdaux donc ils peuvent supporter plus de charges mécaniques. Il est à noter aussi que la fraction de vie critique des fils de l'âme centrale est supérieure ce qui leur donne une durée de vie supérieure.

4. Conclusion

Une étude statique du comportement mécanique des câbles métalliques de levage de structure antigiratoire ainsi que de ses composants a été établie. Les résultats obtenus ont montrés que le câble étudié a un comportement élastique ceci est due au processus de fabrication de ses fils tréfilés et aussi grâce à sa teneur en carbone qui leur confèrent une limite élastique remarquable et par suite une haute résistance à la traction.

Au niveau des torons extraits d'un câble métallique de levage (toron hélécoïdal et âme centrale) et suite aux différents endommagements artificiels provoqués (2,3,4 et 5 fils rompus), il nous a été possible de suivre l'évolution du dommage à chaque pourcentage d'endommagement en se basant uniquement sur des essais simples de traction. En effet, avec la relation Dommage-Fiabilité, trois stades de dommage ont été déterminés ; le stade I [0, 3/7] correspondant à l'initiation du dommage, le stade II [3/7, 5/7] correspondant au dommage progressif qui nécessite une maintenance prédictive et le stade III [5/7, 1] où le dommage est brutal donc le toron est déclaré défailant. Par ailleurs, nous avons aussi constaté que l'âme présente la plus grande résistance que ce soit au niveau du toron ou du fil. On peut dire que l'âme représente une partie importante dans la conception du câble et participe au support de la charge.

5. Bibliographie

- [1] EN 10264-4: 2012. *Steel wire and wire products - steel wire for ropes - part 4: stainless steel wire*. ISSN 0335-3931: European Standard approved by CEN on 19 November 2011.
- [2] Canadian Centre for Occupational Health and Safety. Wire rope lifting. In February 2010.
- [3] Norme Européenne EN 12385-1 «Câbles en acier. Partie 1 : Prescriptions générales» 2002.
- [4] Norme Européenne EN 10218-1 «Fils et produits tréfilés en acier. Partie 1 : Méthodes d'essai» 1994.
- [5] Norme ISO 3178 (l'Organisation internationale de normalisation, Norme des Câbles en acier d'usages courants).
- [6] Norme ISO 6892 «Matériaux métalliques – Fils – Essai de traction» 1984.
- [7] Chouairi. A., Elghorba. M., Benali. A., Hachim. A. "Estimated loss of residual strength of a flexible metal lifting wire rope: Case of artificial damage" *Recent Advances in Mechanical Engineering and Mechanics* ISBN: 978-1-61804-226-2. 2014.
- [8] Bathias. C., Bailon. J. *La fatigue des matériaux et des structures*. pp. 328-330. 1980.

DEVELOPPEMENT ANALYTIQUE DE L'EVOLUTION DE L'ENERGIE INTERNE, D'UN TORON FORMANT UN CABLE D'ACIER ANTI-GIRATOIRE 19 x 7

Jilali NATTAJ¹

Mohamed SAFE²

Mohamed BARAKAT³

Mohamed EL GHORBA⁴

¹Faculté des sciences et techniques Mohammedia (FSTM), Université Hassan 2, Maroc.

²École Nationale d'électricité et de mécanique, laboratoire de contrôle et de caractérisation mécaniques des matériaux et des structures, Maroc,

j.nattaj@gmail.com

Résumé :

Le premier objectif de ce travail c'est de développer une méthode analytique basée sur des résultats expérimentaux pour évaluer la fiabilité instantanée d'un câble anti-giratoire 19 x7 lors de son contrôle périodique au cours de son exploitation, soumis à deux modes de dégradation (fatigue et usure), en faisant abstraction des autres modes de dégradation, (corrosion, torsion, érosion, etc.) Le matériau utilisé pour l'étude est un câble en acier anti-gyro 19 x 7. C'est une étude expérimentale multi-échelle puisque les câbles sont caractérisés par une structure hiérarchique qui commence par le fil qui constitue le toron qui à son tour constitue le câble. Pour ce faire, plusieurs tests ont été développés sur ses composants [1], le toron à 7 fils qui représente la deuxième échelle a d'abord été caractérisé à l'état vierge et a ensuite subi des dommages artificiels à 4 niveaux en coupant un certain nombre de fils (2, 3, 4 et 5 fils coupés) puis soumis, à chaque situation, à une charge statique, dans le but de suivre les dommages subits par le toron étudié. Le présent rapport est la première partie de ce travail. Il aborde le comportement énergétique d'un toron soumis à des tests statiques, en développant des relations analytiques; basé sur les données des résultats expérimentaux. reliant la variation d'énergie interne du toron pendant l'essai statique, à la fraction de vie caractérisée par le nombre de fils coupés. Ainsi que la déformation plastique du toron que elle aussi sera liée à la variation de l'énergie interne du toron, la contrainte ultime appliquée et le nombre de fils survivants au moment de la fraction de vie considérée. L'intérêt principal de ces deux grandeurs, la variation d'énergie interne et la déformation plastique d'un toron c'est qu'elles peuvent être intégrés dans une maintenance préventive comme critère de contrôle.

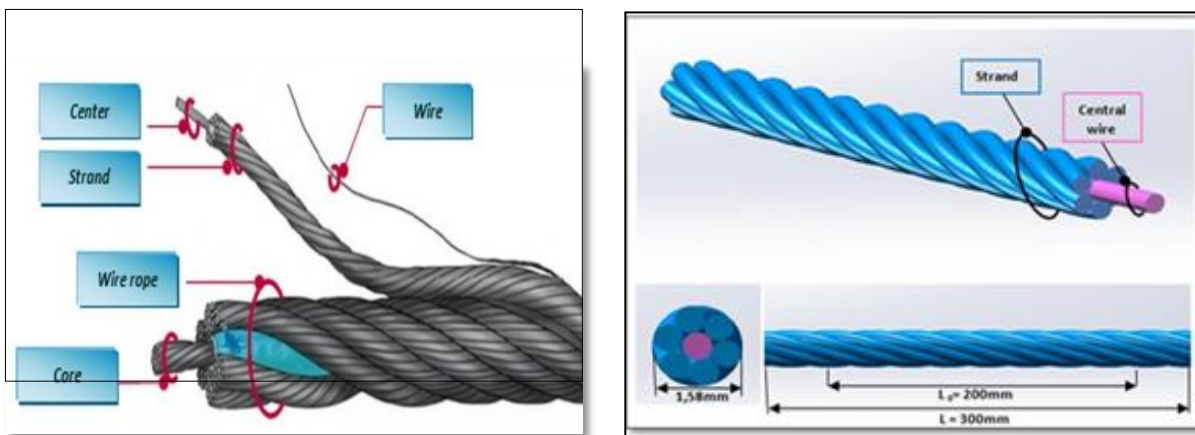
Mots clés : Câble, toron, fil, dommage, fiabilité, énergie interne, fraction de vie.

1. Introduction

Un câble doit être considéré comme un élément d'usure avec une durée de vie limitée. Un grand nombre de ses propriétés mécaniques changent pendant sa durée d'utilisation. Ainsi, par exemple, sa charge de rupture chute rapidement après avoir atteint un maximum. Cette perte de charge de rupture s'explique par une diminution de la section métallique causée par l'abrasion, par la corrosion, les ruptures des fils et aussi par la déformation du câble. Si dans une chaîne un maillon casse, le moyen de levage est défaillant dans sa totalité. Alors que dans un câble, ses éléments étant parallèles, on peut continuer à l'utiliser malgré de nombreuses ruptures de fils. Le nombre de ruptures de fils augmente constamment. Un des buts de l'examen d'un câble métallique est de surveiller cette évolution pour qu'un câble puisse être déposé en temps utile, avant que son état ne devienne trop dangereux pour le service

2. Matériau étudié

1. Présentation du câble étudié



Différents éléments constitutifs du câble

Éprouvette Toron d'un câble

Figure 1. Différents éléments constituant un câble

2. Préparation éprouvette toron

Les éprouvettes sont prélevées et préparées conformément à la norme ISO 6892 qui traite les essais de traction à température ambiante des matériaux métalliques. Les dimensions des éprouvettes sont présentées sur la figure 1.

3. Spécifications des essais sur les torons

L'ensemble des éprouvettes a été testé à une température ambiante du laboratoire et selon les prescriptions et les directives de la norme internationale ISO 6892 [2]. Un ordinateur permet l'acquisition numérique, en cours d'essai, de la force et du déplacement jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

L'ensemble des éprouvettes des torons a été testé en traction monotone selon la norme NF EN 10002-1 à déplacement imposé correspondant à une vitesse de déformation de 2mm/min. Les essais ont été réalisés dans les conditions d'air et de température ambiante (≈ 20 à 24°C) sur une machine de type Zwick Roell avec une cellule d'effort de ± 10 kN.

L'éprouvette d'essai est fixée entre deux mâchoires, la traverse mobile se déplace à une vitesse fixe jusqu'à la fin d'essai (la rupture).

Les essais ont été réalisés sur 5 éprouvettes vierges et 3 éprouvettes pour chaque niveau de dommage artificiel (2,3,4, et 5 fils rompus), ce qui donne un total de 17 éprouvettes.

3. Comportements mécaniques des torons

1. Caractérisation mécanique d'un toron vierge.

L'ensemble des tests menant à la rupture des spécimens de torons prélevés d'un câble métallique de levage 19 x 7 a permis de tracer l'allure de la courbe de traction qui représente l'évolution de la force appliquée sur l'éprouvette toron (N) en fonction du déplacement (mm) (figure 2.) et par la suite extraire les caractéristiques mécaniques regroupées dans le tableau.1 (les valeurs données sont des valeurs moyennes).

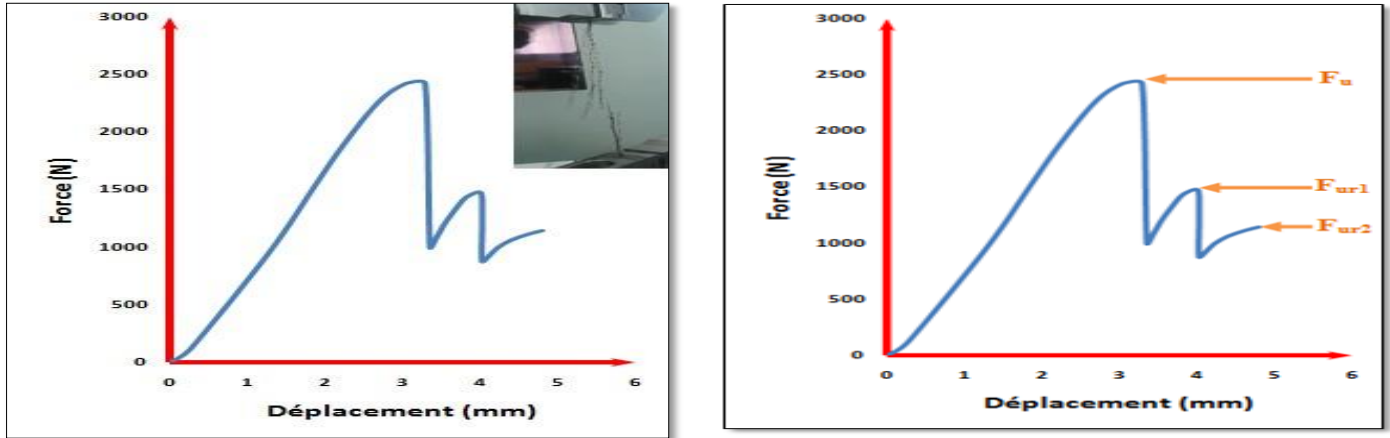


Figure.2 : Les forces ultimes représentées sur la courbe de traction d'un toron vierge

Tableau .1

Module de young	Coefficient de poisson	Limite d'élasticité à 0,2%	Contrainte maximale	Contrainte à rupture
E= 180 Gpa	$\nu = 0,3$	$\sigma_e = 1135 \text{ Mpa}$	$\sigma_u = 1235 \text{ M PA}$	$\sigma_r = 642 \text{ M PA}$

Le résultat de l'essai mécanique représenté à la figure.2, met en évidence la chute de charge provoquée par la rupture d'un certain nombre de fils constitutifs, montrant ainsi lors d'un essai statique, une force ultime résiduelle Fur. En effet, un toron vierge possède une force ultime résiduelle de 2,42 KN puis reprend sa raideur, jusqu'à atteindre la valeur de rupture totale. Les valeurs des contraintes ultimes résiduelles sont reportés au tableau.2 ci-dessous .

Figure.2

Elément	σ_u (MPa)	σ_{ur1} (MPa)	σ_{ur2} (MPa)
Contrainte résiduelle	1237	749	585
Fraction de vie $\beta_i = i/n$	0	3/7	4/7

Où : i = nombre de fils rompus et n = nombre de fils total d'un toron (n= 7 dans notre cas)-

Après la caractérisation mécanique du toron vierge, une panoplie d'essais a été réalisée visant à étudier la perte de la force statique des éprouvettes antérieurement endommagées artificiellement à différents niveaux.

2. Toron pré-endommagé artificiellement avec 2 fils rompus

En considérant le toron avec 2 fils pré-endommagés artificiellement qui est l'état original du matériau testé, on trouve sur la figure 3, la courbe de traction d'un toron avec 2 fils initialement rompus, accompagnée des valeurs de la perte de force résiduelle portées sur tableau .3.

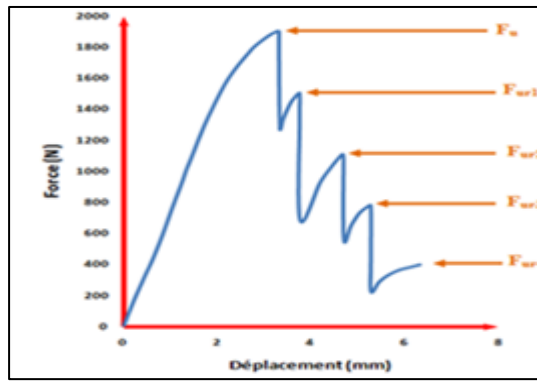


Figure.3 : Les forces ultimes représentées sur la courbe de traction d'un toron avec deux fils rompus

Tableau.4

Elément	σ_u (MPa)	σ_{ur1} (MPa)	σ_{ur2} (MPa)	σ_{ur3} (MPa)
Contrainte résiduelle	964	766	564	399
Fraction de vie $\beta_i = i/n$	3/7	4/7	5/7	6/7

3. Torons pré-endommagés artificiellement à différents niveaux

Sur la figure.4, on trouve la superposition des courbes de traction des torons préendommagés à différents niveaux d'endommagement, accompagnée des valeurs de la perte de force résiduelle portées sur le tableau.5.

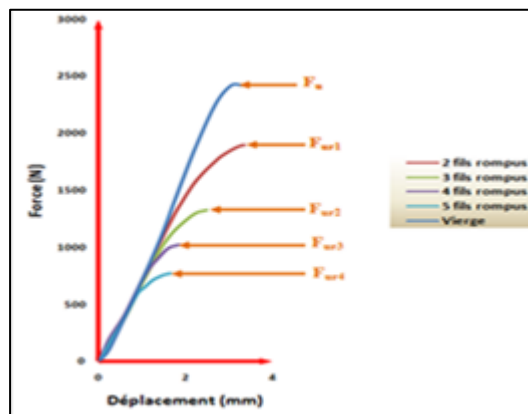


Figure.4 : Les forces ultimes représentées sur la courbe de traction des torons pré-endommagés à différents niveaux

Tableau.5

Elément	σ_u (MPa)	σ_{ur1} (MPa)	σ_{ur2} (MPa)	σ_{ur3} (MPa)	σ_{ur4} (MPa)
Contrainte résiduelle	1237	999	677	522	396
Fraction de vie $\beta_i = i/n$	0	2/7	3/7	4/7	5/7

4. Outils et méthodes pour quantifier l'évolution de la variation d'énergie interne d'un toron soumis à un essai statique.

La représentation graphique de l'évolution du cumule des énergies des torons pré endommagés à différents niveaux (courbe 2), et celle de l'évolution d'énergie du toron soumis à la traction avec deux fils rompus initialement (courbe 1), est donnée dans Figure.5.

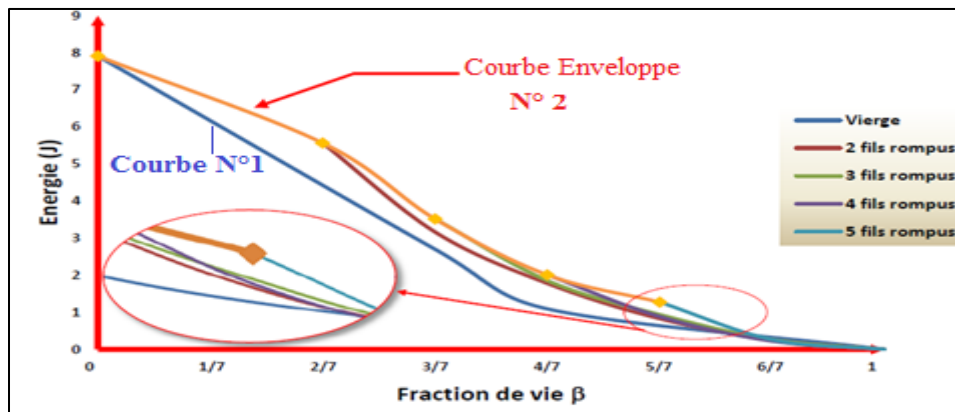


Figure.5.Évolution de l'énergie interne des torons soumis à la traction selon les deux modes d'essais représentés dans les figures 3 et 4

1. Analyse énergétique des résultats

Le graphe de la figure .5, nous montre un différentiel entre la courbe enveloppe énergétique N°2 et celle obtenue par traction continue, courbe N°1, sur un toron vierge. Ce décalage noté ΔU_i , (i représente le nombre de fil rompus) peut être déduite graphiquement pour chaque fraction de vie $\beta_i = \frac{i}{n}$, les résultats sont analysés et révéles que ΔU_i :

- présente un maximum à la fraction de vie $\beta_i = \beta_3 = 43\%$
- Coupe l'axe des fractions de vie en $\beta_{i=0}$ et $\beta_{i=1}$
- La chute de ΔU_i est plus rapide que sa montée
- Pendant les essais de traction des torons pré-endommagés artificiellement à différents niveaux, la mémoire des fils constituant ces torons est nulle au début de chaque essai (courbe N°2). Contrairement à ceux constituant le toron vierge subissant un seul essai statique jusqu'à sa rupture en passant par les différentes fractions de vie β_i (courbe N°1), Alors :
- ΔU_i ne peut être que la **variation de l'énergie interne du toron**, en supposant que les essais sont isentropiques et réversibles.
- D'après toutes ces constatations la formulation de ΔU_i peut être représentée comme suit

$$\Delta U_i(\beta_i) = a\beta_i^2 + b\beta_i + c \quad (1)$$

-Les résultats des essais nous permettent de déterminer les constantes a, b et c

$$(1) \Rightarrow \Delta U_i(\beta_i) \approx -4,34\beta_i^2 + 3,71\beta_i - 0,077 \quad (2)$$

.-La Comparaison entre les résultats expérimentaux et l'approche donnée par la corélation (2) est ulistrée dans la figure.6 ci-dessous

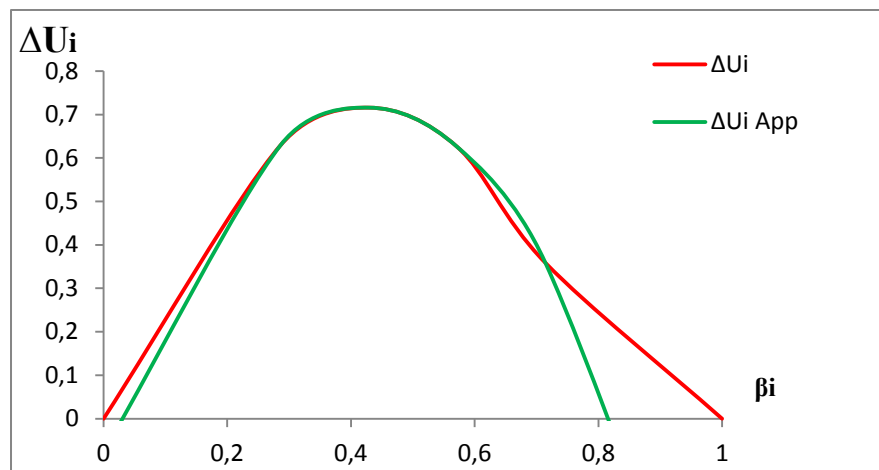


Figure.6 : Courbes, expérimentale ΔU_i et celle approchée par la corrélation (2) ΔU_i App. d'un toron soumis à une charge statique

5. Conclusion :

- L'énergie interne U_i du toron augmente au cours de l'essai statique, elle atteint son maximum vers $\beta_i = 43\%$,
- Sa variation d'énergie interne ΔU_i augmente au cours de l'essai statique, atteint son maximum à $\beta_i = 43\%$, puis chute pour s'annuler vers la fin de l'essai statique (rupture totale) à $\beta_i = 83\%$.
- L'équation analytique (2) est une bonne approche de la courbe expérimentale de ΔU_i
- La variation d'énergie d'un toron est fonction de sa fraction de vie, elle peut être considérée comme un des critères de décision lors d'un contrôle périodique d'un câble en acier de levage conformément à une politique de maintenance prédictive.

6. Bibliographie.

- [1] Nadia Mouhib et al, Étude multi-échelles du comportement mécanique d'un câble métallique de levage de type anti-giratoire (19 x7) soumis à des chargements statiques et prédiction de sa durée de vie: expérimental, analytique et numérique, ENSEM, Université Hassan 2, Ain Chock, Casablanca 2010.
- [2] Norme ISO 6892 «Matériaux métalliques – Fils – Essai de traction» 1984.



Une théorie de cisaillement raffinée pour les poutres FGM basé sur la position de surface neutre

Nafissa Zouatnia¹, Lazreg Hadji², Amar Kassoul³

¹ : Université Hassiba Benbouali, Laboratoire de Structures, Géotechnique et Risques, Chlef, Algérie, nissa.hadji@yahoo.com

² : Université Ibn Khaldoun, Laboratoire de Géomatique et Développement Durable, Tiaret, Algérie, had_laz@yahoo.fr

³ : Université Hassiba Benbouali, Laboratoire de Structures, Géotechnique et Risques, Chlef, Algérie, amarkassoul@gmail.com

Résumé :

Dans ce travail, une théorie de cisaillement hyperbolique est présentée pour l'analyse des poutres fonctionnellement gradués 'FGM'. Cette théorie utilisée dans le champ de déplacement représente les effets de déformation de cisaillement et ne nécessite pas de facteur de correction de cisaillement, et donne une variation transversale de la contrainte de cisaillement telle que les contraintes transversales de cisaillement varient paraboliquement suivant l'épaisseur et satisfait les conditions de nullité de la contrainte de cisaillement sur les faces supérieure et inférieure de la poutre. Les équations gouvernantes sont dérivées en utilisant le principe de travaux virtuel et le concept de surface neutre. Une poutre FGM simplement appuyée et soumise à une charge uniformément réparties est considérée pour l'étude numérique. La précision des présentes solutions est vérifiée en comparant les résultats obtenus avec les résultats disponibles dans la littérature.

Mots clé : Matériau fonctionnellement gradué; Solution de Navier; surface neutre; Travaux virtuel.

1. Introduction

Le concept de FGM a été initialement introduit au milieu des années 1980 par un groupe de chercheurs japonais. Macroscopiquement, Ce sont des matériaux composites hétérogènes qui sont généralement composées de deux matériaux différents comme le céramique-métal. La composition du matériau change progressivement suivant la direction de l'épaisseur. En conséquence, les propriétés mécaniques sont supposées variables de manière continue à partir de la surface supérieure à la partie inférieure.

En raison des bonnes caractéristiques de la céramique à la température et la bonne résistance à la corrosion ainsi que la ténacité du métal, la combinaison de la céramique et du métal peut aboutir à d'excellents matériaux.

Les FGM sont largement utilisés en génie mécanique, aéronautique, nucléaire et génie civil. Par conséquent, des études consacrées à comprendre les comportements statiques et dynamiques des poutres et les plaques FGM ont été trop lancées ces dernières années. Sankar, 2001 [1], a étudié, par une solution élastique, la flexion des poutres FGM ; cette étude est basée sur la théorie des poutres d'Euler-Bernoulli. Li et al. 2008 [2] a étudié la flexion et la vibration de la poutre de Timoshenko en matériau FGM de, dans laquelle, il a introduit une nouvelle fonction, les équations de flexion et de vibration des poutres FGM ont été découplées et la flèche et l'angle de rotation et la force résultante et le moment sont exprimés uniquement en terme de cette nouvelle fonction. Sallai et al. 2009 [3] ont étudié les réponses statiques d'une poutre FGM sigmoïde épaisse à l'aide de différentes théories des poutres. Huu-Tai et al. 2012 [4] a étudié la flexion et la vibration libre des poutres FGM utilisant les différentes théories de cisaillement d'ordre élevé.

Ce travail porte sur l'analyse statique des poutres FGM utilisant une théorie de cisaillement raffinée à trois variables. La présente théorie de cisaillement proposée assure la nullité des contraintes de cisaillement dans les faces supérieures et inférieures de la poutre sans l'aide de facteur de correction de cisaillement comme la théorie de cisaillement de premier ordre de Timoshenko FSDBT. Dans ce travail, on suppose que les propriétés de la poutre FGM varient sans interruption dans la direction de l'épaisseur selon une simple loi de puissance P-FGM. Les équations d'équilibres pour la poutre FGM ont été trouvées en utilisant le principe des travaux virtuels en se basant sur le concept de l'axe neutre. Des solutions analytiques sont obtenues pour les poutres simplement appuyées, et l'exactitude de la présente théorie de cisaillement est vérifiée par la comparaison des résultats trouvés avec les résultats des autres théories existantes dans la littérature.

2. Formulation théorique

1. Surface physique neutre

Les matériaux à gradient de propriétés est un type particulier de composites dans lesquels leurs propriétés matérielles varient de façon continue en raison des variations progressive de la fraction volumique des matériaux constitutifs le long de l'une des dimensions (généralement dans le sens de l'épaisseur). Dans cette étude, la poutre FGM est faite à partir d'un mélange de céramique et de métal et les propriétés sont supposées variables à travers l'épaisseur de la poutre. En raison de l'asymétrie des propriétés des matériaux de la poutre FGM par rapport au plan médian, les équations de cisaillement et de flexion sont couplées. Mais, si l'origine du système de coordonnées est choisie de manière appropriée dans la direction de l'épaisseur de la poutre FGM de façon à être la surface neutre, les propriétés de la poutre FGM étant symétrique par rapport à cet axe. Pour indiquer la position de la surface neutre de la poutre FGM, deux plans différents sont à considérés pour la mesure de z , à savoir, z_{ms} et z_{ns} sont mesurées à partir de la surface médiane et la surface neutre de la poutre, respectivement, comme il est montré dans la figure 1.

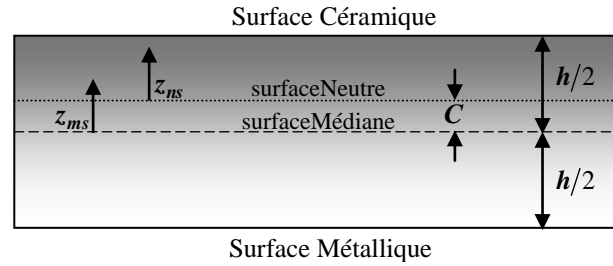


Figure 1. Position de la surface médiane et la surface neutre pour une poutre FGM.

La fraction volumique de la céramique V_C est exprimé en se basant sur les coordonnées z_{ms} et z_{ns} comme suit :

$$V_C = \left(\frac{z_{ms}}{h} + \frac{1}{2} \right)^k = \left(\frac{z_{ns} + C}{h} + \frac{1}{2} \right)^k \quad (1)$$

Où k est l'indice de loi de puissance qui prend une valeur supérieure ou égale à zéro et C est la distance entre la surface neutre et la surface médiane.

Les propriétés matérielles non homogènes de la poutre FGM peuvent être exprimées par la loi de mélange en puissance P-FGM. En utilisant l'équation. (1), Les propriétés matérielles non homogènes de la poutre P-FGM, comme une fonction de coordonnée de l'épaisseur devient :

$$P(z) = P_M + P_{CM} \left(\frac{z_{ns} + C}{h} + \frac{1}{2} \right)^k, \quad P_{CM} = P_C - P_M \quad (2)$$

Où P_M et P_C sont les propriétés du métal et de céramique successivement. Dans ce chapitre, nous supposons que le module d'élasticité E et la densité de masse ρ sont décrits par l'équation. (2), tandis que le coefficient de Poisson ν est considéré constant suivant l'épaisseur Sallai et al [Sallai 2009]. La position de la surface neutre de la poutre FGM est déterminée à satisfaire le premier moment par rapport au module d'Young étant nulle comme :

$$\int_{-h/2}^{h/2} E(z_{ms})(z_{ms} - C) dz_{ms} = 0 \quad (3)$$

La position de la surface neutre peut être déterminée comme :

$$C = \frac{\int_{-h/2}^{h/2} E(z_{ms}) z_{ms} dz_{ms}}{\int_{-h/2}^{h/2} E(z_{ms}) dz_{ms}} \quad (4)$$

Il est clair que le paramètre C est nul pour les poutres homogènes et isotropes.

2. Cinématique et équations constitutive

Le champ de déplacement utilisé en tenant compte de l'effet de cisaillement est sous la forme suivante :

$$u(x, z_{ns}) = u_0(x) - z_{ns} \frac{\partial w_b}{\partial x} - f(z_{ns}) \frac{\partial w_s}{\partial x} \quad (5a)$$

$$w(x, z_{ns}) = w_b(x) + w_s(x) \quad (5b)$$

Le champ de déformations se déduit des déplacements de l'équation. (50) soit :

$$\varepsilon_x = \varepsilon_x^0 + z_{ns} k_x^b + f(z_{ns}) k_x^s \quad (6a)$$

$$\gamma_{xz} = g(z_{ns}) \gamma_{xz}^s \quad (6b)$$

Ou

$$f(z_{ns}) = (z_{ns} + C) \left[1 + \frac{3\pi}{2} \sec^2 h^2 \left(\frac{1}{2} \right) \right] - \frac{3\pi}{2} h \tanh \left(\frac{z_{ns} + C}{h} \right) \quad (7a)$$

Et

$$g(z_{ns}) = 1 - f'(z_{ns}) \quad (7b)$$

Pour les FGM élastiques et isotropes, les relations constitutives peuvent être écrites comme suit:

$$\sigma_x = Q_{11}(z_{ns}) \varepsilon_x \quad \text{et} \quad \tau_{xz} = Q_{55}(z_{ns}) \gamma_{xz} \quad (8a)$$

Ou

$$Q_{11}(z_{ns}) = E(z_{ns}) \quad \text{et} \quad Q_{55}(z_{ns}) = \frac{E(z_{ns})}{2(1+\nu)} \quad (8b)$$

3. Equations d'équilibres

Les equations d'équilibres de la poutre FGM peuvent être trouvés en utilisant le principe des travaux virtuel. Le principe sous la forme suivante :

$$\int_0^L \int_{-\frac{h}{2}-C}^{\frac{h}{2}-C} (\sigma_x \delta \varepsilon_x + \tau_{xz} \delta \gamma_{xz}) dz_{ns} dx - \int_0^L q (\delta w_b + \delta w_s) dx = 0 \quad (9)$$

Les équations d'équilibres pour la poutre FGM sont obtenues sous la forme :

$$\begin{aligned} \delta u_0 : \frac{dN}{dx} &= 0 \\ \delta w_b : \frac{d^2 M_b}{dx^2} + q &= 0 \\ \delta w_s : \frac{d^2 M_s}{dx^2} + \frac{dQ}{dx} + q &= 0 \end{aligned} \quad (10)$$

Les équations d'équilibre (9) peuvent être exprimées en termes des déplacements (u_0, w_b, w_s) comme suit :

$$A_{11} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} - B_{11}^s \frac{\partial^3 w_s}{\partial x^3} = 0 \quad (11a)$$

$$-D_{11} \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} - D_{11}^s \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} + q = 0 \quad (11b)$$

$$B_{11}^s \frac{\partial^3 u_0}{\partial x^3} - D_{11}^s \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} - H_{11}^s \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} + A_{55}^s \frac{\partial^2 w_s}{\partial x^2} + q = 0 \quad (11c)$$

4. Solution analytique

Les équations de mouvement admettent les solutions de Navier pour les poutres simplement appuyées. Les variables u_0 , w_b , w_s peuvent être écrit en supposant les variations suivantes :

$$\begin{Bmatrix} u_0 \\ w_b \\ w_s \end{Bmatrix} = \sum_{m=1}^{\infty} \begin{Bmatrix} U_m \cos(\lambda x) \\ W_{bm} \sin(\lambda x) \\ W_{sm} \sin(\lambda x) \end{Bmatrix} \quad (12)$$

Où U_m , W_{bm} , et W_{sm} sont des paramètres à déterminer, et $\lambda = m\pi / L$

La charge transversale q est développée en séries de Fourier comme suit :

$$q(x) = \sum_{m=1}^{\infty} Q_m \sin(\lambda x) \quad (13)$$

Où Q_m est l'amplitude de la charge calculée à partir de la relation suivante :

$$Q_m = \frac{2}{L} \int_0^L q(x) \sin(\lambda x) dx \quad (14)$$

Le coefficient Q_m est donné ci-dessous pour certains types de chargement. Dans le cas d'une charge sinusoïdale, nous avons :

Pour le cas d'une charge uniformément répartie nous avons

$$Q_m = \frac{4q_0}{m\pi}, \quad (m = 1,3,5,\dots) \quad (15)$$

Substituant les expansions de u_0 , w_b , w_s , et q de l'équation (12) et (13) dans les équations de mouvement (11), les solutions analytiques peuvent être obtenues à partir des équations suivantes :

$$\begin{bmatrix} a_{11} & 0 & a_{13} \\ 0 & a_{22} & a_{23} \\ a_{13} & a_{23} & a_{33} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} U_m \\ W_{bm} \\ W_{sm} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} 0 \\ Q_m \\ Q_m \end{Bmatrix} \quad (16)$$

Où

$$a_{11} = A_{11}\lambda^2, \quad a_{13} = -B_{11}^s\lambda^3, \quad a_{22} = D_{11}\lambda^4, \quad a_{23} = D_{11}^s\lambda^4, \quad a_{33} = H_{11}^s\lambda^4 + A_{55}^s\lambda^2 \quad (17)$$

3. Résultats numériques et discussion

Dans cette étude, l'analyse de flexion des poutres FGM simplement appuyées par la présente théorie est effectuée pour discussion.

Pour la poutre FGM, les propriétés matérielles utilisées dans la présente étude sont :

Céramique (P_C , alumine, Al_2O_3) $E_c = 380GPa$, $\nu = 0.3$

Métal (P_M , Aluminium, Al) $E_m = 380GPa$, $\nu = 0.3$.

Les résultats numériques sont présentés en termes des flèches, déplacement, contraintes et des fréquences non dimensionnelles.

$$\bar{w} = 100 \frac{E_m h^3}{q_0 L^4} w\left(\frac{L}{2}\right), \quad \bar{u} = 100 \frac{E_m h^3}{q_0 L^4} u\left(0, -\frac{h}{2} - C\right), \quad \bar{\sigma}_x = \frac{h}{q_0 L} \sigma_x\left(\frac{L}{2}, \frac{h}{2} - C\right), \quad \bar{\tau}_{xz} = \frac{h}{q_0 L} \tau_{xz}(0, -C)$$

Le tableau 1 présente une comparaison des résultats des déplacements et des contraintes de poutres FGM sous charge uniforme pour différentes valeurs d'indice de loi de puissance k et le rapport L/h . Les résultats obtenus sont comparés avec les solutions analytiques proposés par Ould Larbi Latifa et al. 2013 [5] et Hadji et al. 2014 [6] et À partir des résultats présentés dans le tableau 1, on peut constater que les résultats de cette nouvelle théorie raffinée montrent un bon accord avec ceux obtenus par les théories de cisaillement utilisé par Hadji 2014 et Ould Larbi Latifa 2013.

k	Theories	$L/h = 5$				$L/h = 20$			
		\bar{u}	\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$	\bar{u}	\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$
0	Present	0.9397	3.1655	3.8016	0.7310	0.2305	2.8962	15.0128	0.7415
	Ould Larbi et al. (2013)	0.9406	3.1651	3.8043	0.7489	0.2305	2.8962	15.0136	0.7625
	Hadji et al. (2014)	0.9400	3.1654	3.8019	0.7330	0.2305	2.8962	15.0129	0.7437
1	Present	2.3036	6.2593	5.8829	0.7310	0.5685	5.8049	23.2050	0.7415
	Ould Larbi et al. (2013)	2.3052	6.2590	5.8875	0.7489	0.5685	5.8049	23.2063	0.7625
	Hadji et al. (2014)	2.3038	6.2594	5.8835	0.7330	0.5685	5.8049	23.2051	0.7437
2	Present	3.1129	8.0686	6.8817	0.6683	0.7691	7.4421	27.0987	0.67893
	Ould Larbi et al. (2013)	3.1146	8.0683	6.8878	0.6870	0.7691	7.4421	27.1005	0.7005
	Hadji et al. (2014)	3.1129	8.0677	6.8824	0.6704	0.7691	7.4421	27.0989	0.6812
5	Present	3.7097	9.8273	8.1092	0.5881	0.9134	8.8182	31.8124	0.5988
	Ould Larbi et al. (2013)	3.7128	9.8345	8.1187	0.6084	0.9134	8.8186	31.8151	0.6218
	H Hadji et al. (2014)adji et al.	3.7100	9.8281	8.1104	0.5904	0.9134	8.8182	31.8127	0.6013
10	Present	3.8859	10.9374	9.7109	0.6443	0.9536	9.6906	38.1379	0.6561
	Ould Larbi et al.	3.8898	10.9413	9.7203	0.6640	0.9537	9.6907	38.1408	0.6788

(2013)									
Hadji et al. (2014)	3.8863	10.9381	9.7119	0.6465	0.9536	9.6905	38.1382	0.6586	

Les figures 2 montre l'évolution des contraintes normales axiales $\bar{\sigma}_x$ à travers l'épaisseur de la poutre FGM sous charge uniforme. Une comparaison avec la théorie de cisaillement des poutres (TBT) développé par [Reddy1984] est représentée sur ces figures en utilisant des différentes valeurs de l'indice de loi de puissance k . On remarque qu'il ya un bon accord entre la présente théorie et la théorie TBT. Dans la figure 2, la contrainte axiale $\bar{\sigma}_x$ est de traction dans la surface supérieure et de compression dans la surface inférieure. La poutre homogène en céramique ($k = 0$) donne une contrainte de compression maximale à la surface inférieure et une contrainte de traction minimale sur la surface supérieure de la poutre.

La figure 3, montre la distribution de la contrainte de cisaillement transversal $\bar{\tau}_{xz}$ à travers l'épaisseur de la poutre. Les distributions des contraintes de cisaillement transversales à travers l'épaisseur pour les poutres FGM ne sont pas paraboliques comme dans le cas des poutres homogènes en métal ou en céramique.

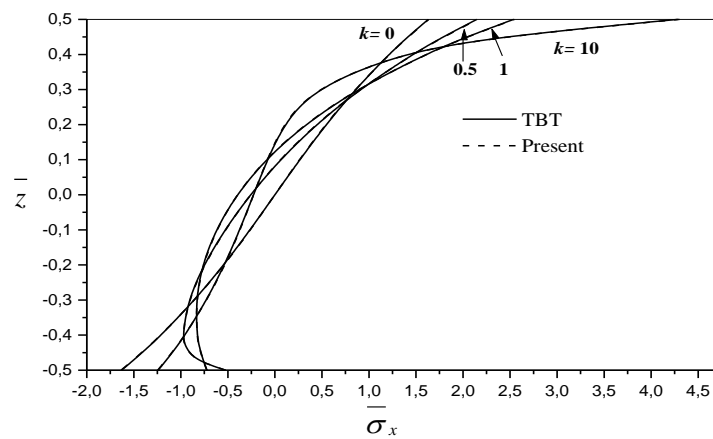


Figure 2. Variation de la contrainte normale axiale $\bar{\sigma}_x$ à travers l'épaisseur de la poutre FGM ($L = 2h$).

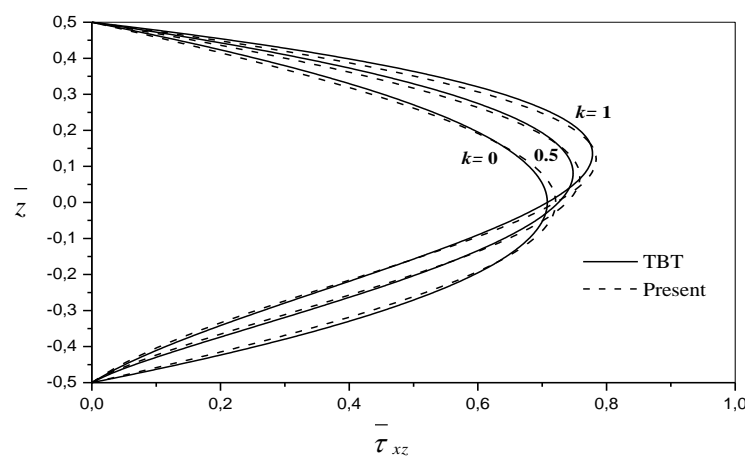


Figure 3. Variation de la contrainte de cisaillement transversal $\bar{\tau}_{xz}$ à travers l'épaisseur de la poutre FGM ($L = 2h$).

4. Conclusions

Une théorie de déformation de cisaillement des poutres basée sur la position de la surface neutre est développée pour l'analyse de la flexion des poutres gradient de propriété. La théorie prend en compte les effets de cisaillement transversal et la distribution hyperbolique des contraintes de cisaillement suivant l'épaisseur de la poutre et satisfait les conditions de nullité de la contrainte de traction sur les bords, sans l'aide de facteurs de correction de cisaillement. Cette théorie est basée sur l'hypothèse que les déplacements transversaux sont constitués de deux composants de flexion et de cisaillement dans lequel les composants de flexion ne contribuent pas vers les forces de cisaillement et, de même, les composantes de cisaillement ne contribuent pas vers les moments de flexion. On se base sur la présente théorie et le concept de la surface neutre, les équations de mouvement pour la poutre FGM ont été obtenus en utilisant le principe des travaux virtuel. En conclusion, nous pouvons dire que toutes les études comparatives ont démontré que la présente théorie proposée donne des solutions qui sont presque identiques à ceux obtenus avec d'autres théories de déformation de cisaillement.

5. Bibliographie

- [1] Sankar, B.V., An elasticity solution for functionally graded beams, *Compos. Sci. Tech.*, 61(5), 689-696, 2001.
- [2] Li, X.F., A unified approach for analyzing static and dynamic behaviors of functionally graded Timoshenko and Euler-Bernoulli beams", *Journal of Sound and Vibration*, 318, 1210–1229, 2008.
- [3] Sallai, B.O., Tounsi, A., Mechab, I., Bachir, B.M., Meradjah, M., Adda Bedia, E.A., A theoretical analysis of flexional bending of Al/Al₂O₃ S-FGM thick beams, *Comput. Mater. Sci.*, 44(4), 1344-1350, 2009.
- [4] Thai, H.T. and Vo, T.P., Bending and free vibration of functionally graded beams using various higher-order shear deformation beam theories, *Int. J. Mech. Sci.*, 62(1), 57-66, 2012.
- [5] Ould Larbi, L., Kaci, A., Houari, M.S.A., Tounsi, A., An efficient shear deformation beam theory based on neutral surface position for bending and free vibration of functionally graded beams, *Mechanics Based Design of Structures and Machines*, 41, 421–433, 2013.
- [6] Hadji, L., Daouadji, T.H., Tounsi, A. and Adda bedia, E.A., A higher order shear deformation theory for static and free vibration of FGM beam, *Steel and Composite Structures*, 16(5), 507-519, 2014.



Théorie de déformation de cisaillement raffinée pour l'analyse des poutres sandwiches FGM

Latifa Ould Larbi¹, Lazreg Hadji², Nafissa Zouatnia³

¹ : Université Hassiba Benbouali, Chlef, Algérie, latifaouldlarbi@gmail.com

² : Université Ibn Khaldoun, Laboratoire de Géomatique et Développement Durable, Tiaret, Algérie, had_laz@yahoo.fr

³ : Université Hassiba Benbouali, Laboratoire de Structures, Géotechnique et Risques, Chlef, Algérie, nissa.hadji@yahoo.com

Résumé :

Ce travail porte sur l'étude de la vibration des poutres sandwiches en matériaux à gradient de propriété (FGM) en utilisant une théorie de cisaillement raffinée des poutres avec une nouvelle fonction de forme. Cette fonction satisfait les conditions des contraintes de cisaillement nulles dans les faces supérieure et inférieure de la poutre. Dans cette étude on suppose que les propriétés matérielles varient selon l'épaisseur de la poutre sandwich seulement selon une distribution de loi de puissance (P-FGM) en terme de fraction de volume des contraintes tandis que le coefficient de poisson demeurant constant.

Deux types courants des poutres sandwiches en FGM sont considérés dans cette étude : sandwich avec deux peaux FGM et cœur homogène rigide et sandwich avec deux peaux FGM et cœur homogène souple. Les équations de mouvement pour la poutre sandwich en FGM ont été obtenues en utilisant le principe d'Hamilton. La solution analytique est obtenue en utilisant la méthode des variables séparés, et les fréquences de vibration sont trouvées en résolvant le problème de valeur propre. Les résultats numériques obtenus par cette étude pour le problème de vibration des poutres fonctionnellement graduées sont présentés et comparés à ceux disponibles dans la littérature.

Mots clé : Vibration, Matériau à gradient de propriété, solution des variables séparés, principe d'Hamilton.

1. Introduction

L'analyse des structures composites exige une bonne connaissance du comportement des matériaux, la théorie des structures, les critères de rupture, les méthodes numérique de résolution.

Ce travail est consacré à l'étude du comportement dynamique des poutres sandwich fonctionnellement graduées (FGM) en utilisant une théorie de cisaillement de déformation hyperbolique des poutres. La caractéristique la plus intéressante de cette théorie est qu'elle n'intervient pas le facteur de correction de cisaillement, et donne une variation parabolique des contraintes de cisaillement transversales à travers l'épaisseur et satisfait les conditions aux limites de traction nulle sur les surfaces supérieure et inférieure de la poutre. Dans ce chapitre on suppose que les propriétés des matériaux des faces externes de la poutre sandwich (deux peaux) sont variées dans la direction de l'épaisseur seulement selon une distribution de loi de puissance en fonction des fractions de volume des constituants. La couche centrale reste homogène et constituée d'un matériau isotrope. Ensuite, la présente théorie ainsi que le principe de Hamilton, sont utilisés pour extraire les équations de mouvement de la poutre sandwich fonctionnellement graduées 'FGM'. Les solutions analytiques pour la vibration libre sont obtenues. Des exemples numériques sont présentés pour vérifier l'exactitude de la présente théorie.

2. Théorie raffinée des poutres sandwiches en FGM

1. Les coordonnées et la géométrie de la poutre à gradient de propriété

Considérons une poutre rectangulaire en FGM d'épaisseur h de longueur L et de largeur b . Les coordonnées x et y définissent le plan de la poutre, tandis que l'axe z origine à la surface du milieu de la poutre et dans le sens de l'épaisseur. Les faces supérieure et inférieure de la poutre sont à $z = \pm h / 2$.

La poutre sandwich est composée de trois couche, Les ordonnées verticales de ces couches de bas vers le haut de la poutre sandwich FGM, sont désignées par $h_1 = h / 2$, h_2 , h_3 , $h_4 = h/2$, respectivement.

Les couches de surface de la poutre sandwich (les deux peaux) sont réalisées en matériau isotrope ayant des propriétés matérielles différentes sans changement dans la direction z seulement. La couche centrale (le cœur) est constituée d'un matériau homogène, isotrope. Le rapport de la hauteur de chacune des couches du bas vers le haut est indiqué par la combinaison de trois chiffres, à savoir, " 1-0-1 ", " 2-1-2 " et ainsi de suite. Comme on le voit sur la figure.1 [Bennai 2015].

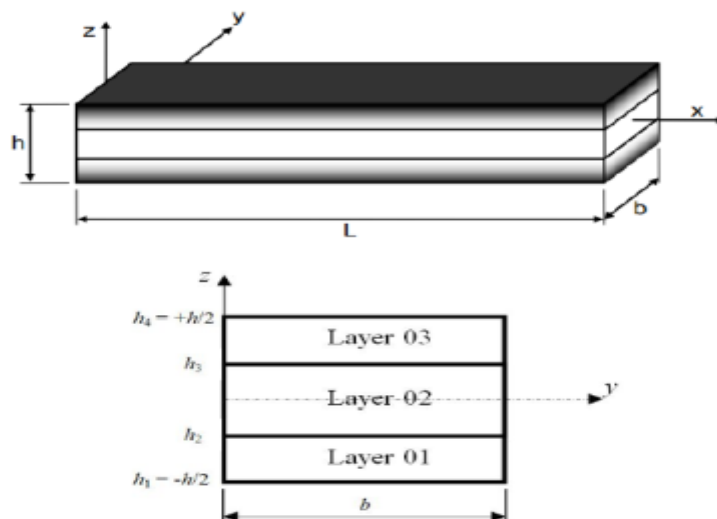


Figure 1. Coordonnées et géométrie de la poutre FG sandwich dans les coordonnées cartésiennes rectangulaires.

2. Propriétés des matériaux

Les propriétés du FGM varient continuellement due au changement gradué de la fraction volumique des matériaux constitutifs (céramique et métal), généralement dans le sens de l'épaisseur. La fonction de loi de puissance est couramment utilisée pour décrire ces variations des propriétés des matériaux. La fraction volumique du FGM est supposé varier suivant l'épaisseur de la poutre selon une fonction simple en loi de puissance P-FGM :

$$V^{(1)} = \left(\frac{z - h_0}{h_1 - h_0} \right)^k, \quad z \in [h_0, h_1] \quad (1a)$$

$$V^{(2)} = 1, \quad z \in [h_1, h_2] \quad (1b)$$

$$V^{(3)} = \left(\frac{z - h_3}{h_2 - h_3} \right)^k, \quad z \in [h_2, h_3] \quad (1c)$$

Où, $V^{(n)}$, $n = (1,2,3)$ désigne la fonction de la fraction volumique de la couche n ; k est l'indice de puissance qui décrit le profil de variation des matériaux suivant l'épaisseur.

Les propriétés matérielles effectives, comme le module de Young E , coefficient de Poisson ν , et la densité de masse ρ peuvent être exprimé par la règle de mélange :

$$P^{(n)}(z) = P_2 + (P_1 - P_2)V^{(n)} \quad (2)$$

Où $P^{(n)}$ est la propriété matérielle effective du FGM de la couche n . P_1 et P_2 sont les propriétés des faces supérieure et inférieure de la couche 1, respectivement, et vice versa pour la couche 3 dépendant de la fraction volumique $V^{(n)}$, ($n = 1,2,3$).

3. Cinématique et équations constitutive

Le champ de déplacement utilisé dans ce travail est sous la forme suivante :

$$u(x, z, t) = u_0(x, t) - z \frac{\partial w_b}{\partial x} - f(z) \frac{\partial w_s}{\partial x} \quad (3a)$$

$$w(x, z, t) = w_b(x, t) + w_s(x, t) \quad (3b)$$

Où $f(z)$ est la fonction de cisaillement. la fonction $f(z)$ est choisi sous la forme [1] :

$$f(z) = z \left[1 + \frac{3\pi}{2} \operatorname{sech}^2 \left(\frac{1}{2} \right) \right] - \frac{3\pi}{2} h \tanh \left(\frac{z}{h} \right) \quad (3c)$$

Le champ de déformations se déduit des déplacements de l'équation (3) soit :

$$\varepsilon_x = \varepsilon_x^0 + z k_x^b + f(z) k_x^s \quad (4a)$$

$$\gamma_{xz} = g(z) \gamma_{xz}^s \quad (4b)$$

Pour les FGM élastiques et isotropes, les relations constitutives peuvent être écrites comme :

$$\sigma_x^{(n)} = Q_{11}(z) \varepsilon_x \text{ et } \tau_{xz}^{(n)} = Q_{55}(z) \gamma_{xz} \quad (5a)$$

Ou

$$Q_{11}(z) = E^{(n)}(z) \text{ et } Q_{55}(z) = \frac{E^{(n)}(z)}{2(1+\nu)} \quad (5b)$$

4. Equations de mouvement

Les équations de mouvement de la poutre FGM peuvent être exprimées en utilisant le principe d'énergie d'Hamilton. Le principe sous la forme analytique suivante [3]:

$$\delta \int_{t_1}^{t_2} (U - T) dt = 0 \quad (6)$$

Ou t est le temps; et t_1 et t_2 sont les temps initial et final, respectivement; δU est la variation virtuelle de l'énergie de déformation; δT est la variation virtuelle de l'énergie cinétique.

En remplaçant les expressions de la variation des énergies dans l'équation (6) et en intégrant par partie suivant l'épaisseur de la poutre et le temps, et en rassemblant les coefficients δu_0 , δw_b , et δw_s , les équations de mouvement pour la poutre FGM sont obtenues :

$$\delta u_0 : \frac{dN}{dx} = I_0 \frac{dw_b}{dx} - I_1 \frac{dw_s}{dx} \quad (7a)$$

$$\delta w_b : \frac{d^2 M_b}{dx^2} = I_0 (\frac{dw_b}{dx} + \frac{dw_s}{dx}) + I_1 \frac{dw_b}{dx} - I_2 \frac{d^2 w_b}{dx^2} - J_2 \frac{d^2 w_s}{dx^2} \quad (7b)$$

$$\delta w_s : \frac{d^2 M_s}{dx^2} + \frac{dQ}{dx} = I_0 (\frac{dw_b}{dx} + \frac{dw_s}{dx}) + J_1 \frac{dw_b}{dx} - J_2 \frac{d^2 w_b}{dx^2} - K_2 \frac{d^2 w_s}{dx^2} \quad (7c)$$

Les équations (7) peuvent être exprimées en termes de déplacements (u_0, w_b, w_s) comme suit :

$$A_{11} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} - B_{11} \frac{\partial^3 w_b}{\partial x^3} - B_{11}^s \frac{\partial^3 w_s}{\partial x^3} = I_0 \frac{dw_b}{dx} - I_1 \frac{dw_s}{dx} \quad (8a)$$

$$B_{11} \frac{\partial^3 u_0}{\partial x^3} - D_{11} \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} - D_{11}^s \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} = I_0 (\frac{dw_b}{dx} + \frac{dw_s}{dx}) + I_1 \frac{dw_b}{dx} - I_2 \frac{d^2 w_b}{dx^2} - J_2 \frac{d^2 w_s}{dx^2} \quad (8b)$$

$$B_{11}^s \frac{\partial^3 u_0}{\partial x^3} - D_{11} \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} - H_{11} \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} + A_{55}^s \frac{\partial^2 w_s}{\partial x^2} = I_0 (\frac{dw_b}{dx} + \frac{dw_s}{dx}) + J_1 \frac{dw_b}{dx} - J_2 \frac{d^2 w_b}{dx^2} - K_2 \frac{d^2 w_s}{dx^2} \quad (8c)$$

5. Solution analytique

La solution exacte d'équation (8a)-(8c) pour la poutre sandwich en FGM avec diverses conditions aux limites peut être construite. Les conditions aux limites pour un bord arbitraire avec simplement appuyée et encasté sont :

Encasté (C):

$$u_0 = w_b = \frac{\partial w_b}{\partial x} = w_s = \frac{\partial w_s}{\partial x} = 0 \quad \text{à } x=0, L \quad (9a)$$

Simplement appuyé (S):

$$u_0 = w_b = w_s = 0 \quad \text{à } x=0,L \quad (9b)$$

La représentation suivante pour les grandeurs de déplacement, qui remplissent les conditions aux limites ci-dessus, est appropriée dans le cas de notre problème :

$$\begin{Bmatrix} u_0 \\ w_b \\ w_s \end{Bmatrix} = \sum_{m=1}^{\infty} \begin{Bmatrix} U_m X'_m e^{i\omega t} \\ W_{bm} X_m e^{i\omega t} \\ W_{sm} X_m(\lambda x) e^{i\omega t} \end{Bmatrix} \quad (10)$$

Où U_m , W_{bm} et W_{sm} sont des paramètres à déterminer, ω est la fréquence propre associée au (m) ième mode propre, et $\lambda = m\pi / L$. La fonction $X_m(x)$ est proposée par Reddy (2004) [1], pour satisfaire au moins les conditions aux limites géométriques indiquées dans les équations. (9a) - (9b) et représente des formes approximatives de la poutre fléchi.

Substituer équation (10) dans l'équation (8), les solutions analytiques peuvent être obtenus, et la solution de la vibration libre peut être obtenu comme un problème de valeurs propres pour une valeur fixe de m, comme :

$$([K] - \omega^2 [M])\{\Delta\} = \{0\} \quad (11)$$

Avec

$$[K] = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{12} & a_{22} & a_{23} \\ a_{13} & a_{23} & a_{33} \end{bmatrix}; [M] = \begin{bmatrix} m_{11} & m_{12} & m_{13} \\ m_{12} & m_{22} & m_{23} \\ m_{13} & m_{23} & m_{33} \end{bmatrix}; ([K] - \omega^2 [M])\{\Delta\} = \{0\} \quad (12)$$

3. Résultats et discussions

Dans cette étude nous supposons que la poutre en FGM est faite d'un mélange de céramique et de métal dont la composition varie à travers l'épaisseur. Tel que la facette supérieur, c.à.d. à ($z = h/2$) est en 100% céramique Al_2O_3 (Alumine), tandis que la facette inférieur ($z = -h/2$) est faite en 100% métal (Aluminium) AL. Les propriétés mécaniques de ces deux matériaux sont :

Céramique (P_c : Alumina, Al_2O_3): $E_c = 380\text{GPa}$; $\nu = 0.3$; $\rho_c = 3960\text{Kg/m}^3$.

Métal (P_m : Aluminium, Al): $E_m = 70\text{ GPa}$; $\nu = 0.3$; $\rho_m = 2702\text{Kg/m}^3$.

Les résultats numériques sont présentés sous forme des fréquences adimensionnelles. Le paramètre de fréquence adimensionnel est défini comme :

$$\bar{\omega} = \frac{\omega L^2}{h} \sqrt{\frac{\rho_m}{E_m}} \quad (13)$$

1. Validation des résultats de vibration des poutres sandwiches en FGM simplement appuyées et bi-encastée

Les tableaux 1 et 2 donnent les résultats numériques de la vibration des poutres sandwiches utilisant la présente théorie de cisaillement raffinée en P-FGM simplement appuyée avec cœur rigide et homogène avec $L/h=5$ et $L/h=20$. Le tableau 1 considère les résultats des fréquences fondamentales adimensionnelles d'une poutre sandwich en P-FGM simplement appuyée avec cœur rigide et homogène ($L/h=5$). Le tableau 2 considère les résultats des fréquences fondamentales adimensionnelles d'une poutre sandwich en P-FGM simplement appuyée avec cœur rigide et homogène ($L/h=20$).

À partir des résultats présentés dans les deux tableaux, on peut constater que les résultats de la présente théorie de cisaillement raffinée sont presque identiques avec les résultats proposée par Vo et al 2014 [4] et Bennai et al. 2015 [5] et la théorie classique des poutres CBT. On remarque que les fréquences fondamentales démunie avec l'augmentation de l'indice de puissance k ce qui agit sur la rigidité de la poutre sandwich. Ainsi que la configuration 1-8-1 dans les poutres symétriques donne une fréquence de vibration maximale des poutres en FGM. (Lorsque k augmente le pourcentage de céramique dans la poutre diminue et le pourcentage du métal augmente qui conduit à une diminution de la rigidité de la poutre).

Les tableaux 3 et 4 montrent les résultats numériques de la vibration des poutres sandwiches utilisant la présente théorie de cisaillement raffinée simplement appuyée avec un cœur souple et homogène avec $L/h=5$ et $L/h=20$.

Dans ce cas, les fréquences fondamentales adimensionnelles augmentent avec l'augmentation de l'indice de puissance k à cause de l'augmentation de quantité de céramique. Après la comparaison des résultats des fréquences fondamentales adimensionnelles d'une poutre avec cœur rigide et cœur souple on a remarqué que les poutres entièrement en céramique donnent les plus grandes valeurs de la fréquence fondamentale adimensionnelle. La diminution de fréquence de vibration est faible avec l'augmentation de la quantité du métal.

Tableau 1 : Fréquence fondamentale adimensionnel $\bar{\omega}$ d'une poutre sandwich en P-FGM simplement appuyée avec cœur rigide et homogène ($L/h=5$).

k	Théories	$\bar{\omega}$				
		1-0-1	2-1-2	1-1-1	1-2-1	1-8-1
0	CBT	5.3953	5.3953	5.3953	5.3953	5.3953
	Vo et al. (2014)	5.1528	5.1528	5.1528	5.1528	5.1528
	Bennai et al. (2015)	5.1529	5.1529	5.1529	5.1529	5.1529
	Présente	5.1529	5.1529	5.1529	5.1529	5.1529
0.5	CBT	4.2640	4.3772	4.4796	4.6432	5.0469
	Vo et al. (2014)	4.1268	4.2351	4.3303	4.4798	4.8422
	Bennai et al. (2015)	4.1270	4.2353	4.3305	4.4799	4.8425
	Présente	4.1272	4.2354	4.3305	4.4797	4.8419
1	CBT	3.6706	3.8314	3.9859	4.2394	4.8661
	Vo et al. (2014)	3.5735	3.7298	3.8755	4.1105	4.6084
	Bennai et al. (2015)	3.5730	3.7302	3.8754	4.1108	4.6091
	Présente	3.5739	3.7301	3.8757	4.1104	4.6791
2	CBT	3.1377	3.3068	3.4976	3.8322	4.6835
	Vo et al. (2014)	3.0680	3.2365	3.4190	3.7334	4.5142
	Bennai et al. (2015)	3.0672	3.2368	3.4187	3.7336	4.5151
	Présente	3.0687	3.2370	3.4193	3.7333	4.5136
5	CBT	2.8082	2.8953	3.0741	3.4517	4.5031
	Vo et al. (2014)	2.7446	2.8439	3.0181	3.3771	4.3501
	Bennai et al. (2015)	2.7433	2.8436	3.0178	3.3770	4.3511
	Présente t	2.7457	2.8447	3.0186	3.3771	4.3495
10	CBT	2.7688	2.7839	2.9306	3.3018	4.4237
	Vo et al. (2014)	2.6932	2.7355	2.8808	3.2356	4.2776
	Bennai et al. (2015)	2.6918	2.7353	2.8806	3.2353	4.2782
	Présente	2.6945	2.7365	2.8815	3.2358	4.2769

Tableau 2 : Fréquence fondamentale adimensionnel $\bar{\omega}$ d'une poutre sandwich en P-FGM simplement appuyée avec cœur rigide et homogène ($L/h=20$).

k	Théories	$\bar{\omega}$				
		1-0-1	2-1-2	1-1-1	1-2-1	1-8-1
0	CBT	5.4777	5.4777	5.4777	5.4777	5.4777
	Vo et al. (2014)	5.4603	5.4603	5.4603	5.4603	5.4603
	Bennai et al. (2015)	5.4603	5.4603	5.4603	5.4603	5.4603
	Présente	5.4603	5.4603	5.4603	5.4603	5.4603
0.5	CBT	4.3244	4.4389	4.5429	4.7094	5.1212
	Vo et al. (2014)	4.3148	4.4290	4.5324	4.6979	5.1067
	Bennai et al. (2015)	4.3148	4.4290	4.5324	4.6979	5.1067
	Présente	4.3148	4.4290	4.5325	4.6979	5.1066
1	CBT	3.7214	3.8838	4.0404	4.2979	4.9365
	Vo et al. (2014)	3.7147	3.8768	4.0328	4.2889	4.9233
	Bennai et al. (2015)	3.7146	3.8768	4.0328	4.2889	4.9233
	Présente	3.7147	3.8768	4.0328	4.2889	4.9233
2	CBT	3.1812	3.3514	3.5443	3.8837	4.7501
	Vo et al. (2014)	3.1764	3.3465	3.5389	3.8769	4.7382
	Bennai et al. (2015)	3.1763	3.3465	3.5389	3.8769	4.7382
	Présente	3.1764	3.3466	3.5389	3.8769	4.7381
5	CBT	2.8483	2.9346	3.1149	3.4972	4.5661
	Vo et al. (2014)	2.8439	2.9310	3.1111	3.4921	4.5554
	Bennai et al. (2015)	2.8438	2.9310	3.1110	3.4921	4.5554
	Présente	2.8440	2.9311	3.1111	3.4921	4.5554
10	CBT	2.8094	2.8221	2.9696	3.3451	4.4851
	Vo et al. (2014)	2.8439	2.9310	3.1111	3.4921	4.5554
	Bennai et al. (2015)	2.8040	2.8188	2.9661	3.3406	4.4749
	Présente	2.8042	2.8189	2.9662	3.3406	4.4749

Tableau 3 : Fréquence fondamentale adimensionnel $\bar{\omega}$ d'une poutre sandwich en P-FGM simplement appuyée avec cœur souple et homogène ($L/h=5$).

k	Théories	$\bar{\omega}$				
		1-0-1	2-1-2	1-1-1	1-2-1	1-8-1
0	CBT	2.8034	2.8034	2.8034	2.8034	2.8034
	Vo et al. (2014)	2.6773	2.6773	2.6773	2.6773	2.6773
	Bennai et al. (2015)	2.6774	2.6774	2.6774	2.6774	2.6774
	Présente	2.6774	2.6774	2.6774	2.6774	2.6774
0.5	CBT	4.8058	4.6979	4.5838	4.3727	3.6851
	Vo et al. (2014)	4.8683	4.7368	4.6050	4.3814	3.7101
	Bennai et al. (2015)	4.4427	4.3046	4.1839	3.9921	3.4342
	Présente	4.4386	4.2993	4.1791	3.9898	3.4355
1	CBT	5.2408	5.1686	5.0670	4.8491	4.0231
	Vo et al. (2014)	5.1002	5.0012	4.8815	4.6512	3.9296
	Bennai et al. (2015)	5.1108	5.0190	4.8984	4.6677	3.9344
	Présente	4.8471	4.7090	4.5765	4.3601	3.7081
2	CBT	5.4609	5.4534	5.3881	5.1982	4.3118
	Vo et al. (2014)	5.1880	5.1603	5.0703	4.8564	4.1139
	Bennai et al. (2015)	5.1916	5.1644	5.0769	4.8646	4.1140
	Présente	5.0895	4.9864	4.8608	4.6347	3.9319
5	CBT	5.4992	5.5760	5.5669	5.4353	4.5566
	Vo et al. (2014)	5.1880	5.1603	5.0703	4.8564	4.1139
	Bennai et al. (2015)	5.1848	5.1966	5.1301	4.9326	4.1855
	Présente	5.1851	5.1507	5.0557	4.8405	4.1149
10	CBT	5.4647	5.5814	5.6026	5.5067	4.6537
	Vo et al. (2014)	5.1848	5.1966	5.1301	4.9326	4.1855
	Bennai et al. (2015)	4.4557	4.3184	4.1968	4.0016	3.4379
	Présente	5.1833	5.1886	5.1163	4.9152	4.1859

Tableau 4 : Fréquence fondamentale adimensionnel $\bar{\omega}$ d'une poutre sandwich en P-FGM simplement appuyée avec cœur souple et homogène ($L/h=20$).

k	Théories	$\bar{\omega}$				
		1-0-1	2-1-2	1-1-1	1-2-1	1-8-1
0	CBT	2.8462	2.8462	2.8462	2.8462	2.8462
	Vo et al. (2014)	2.8371	2.8371	2.8371	2.8371	2.8371
	Bennai et al. (2015)	2.8371	2.8371	2.8371	2.8371	2.8371
	Présente	2.8371	2.8371	2.8371	2.8371	2.8371
0.5	CBT	4.8854	4.7762	4.6602	4.4453	3.7442
	Vo et al. (2014)	4.8579	4.7460	4.6294	4.4160	3.7255
	Bennai et al. (2015)	4.8582	4.7465	4.6297	4.4161	3.7257
	Présente	4.8576	4.7456	4.6290	4.4158	3.7256
1	CBT	5.3283	5.2564	5.1536	4.9317	4.0889
	Vo et al. (2014)	5.2990	5.2217	5.1160	4.8938	4.0648
	Bennai et al. (2015)	5.2996	5.2220	5.1165	4.8941	4.0647
	Présente	5.2986	5.2209	5.1152	4.8932	4.0649
2	CBT	5.5512	5.5462	5.4811	5.2884	4.3836
	Vo et al. (2014)	5.5239	5.5113	5.4410	5.2445	4.3542
	Bennai et al. (2015)	5.5244	5.5118	5.4415	5.2448	4.3541
	Présente	5.5235	5.5103	5.4398	5.2435	4.3543
5	CBT	5.5873	5.6696	5.6626	5.5303	4.6337
	Vo et al. (2014)	5.5645	5.6382	5.6242	5.4843	4.5991
	Bennai et al. (2015)	5.5648	5.6387	5.6247	5.4847	4.5991
	Présente	5.5643	5.6374	5.6229	5.4828	4.5991
10	CBT	5.5505	5.6739	5.6983	5.6029	4.7329
	Vo et al. (2014)	5.5302	5.6452	5.6621	5.5575	4.6960
	Bennai et al. (2015)	5.5303	5.6459	5.6627	5.5579	4.6961
	Présente	5.5301	5.6445	5.6609	5.5559	4.6960

4. Conclusion

Une théorie raffinée de trois variables a été développée pour l'analyse de vibration des poutres fonctionnellement graduées avec des propriétés arbitrairement variables suivant l'épaisseur selon la loi de puissance P-FGM. Cette théorie prend en compte les effets de cisaillement transversal et la distribution parabolique des contraintes de cisaillement dans les faces supérieures et inférieures de la poutre sans l'aide de facteur de correction de cisaillement. Les résultats numériques présentés peuvent être utilisés comme référence pour l'étude du comportement de la vibration des poutres sandwichs en matériau à gradient de propriété FGM. On a constaté que toutes les études comparatives ont montré que les fréquences adimensionnelles obtenues à l'aide de la présente théorie sont presque identiques avec les autres théories de cisaillement. La théorie proposée est précise et simple à utiliser pour traiter le comportement de vibration des poutres sandwichs en FGM.

5. Bibliographie

- [1] Kettaf, F.Z., Houari, M.S.A., Benguediab, Tounsi, A. (2013), "Thermal buckling of functionally graded sandwich plates using a new hyperbolic shear displacement model", *Steel and Composite Structures*, 15(4), 399-423.
- [2] Reddy, J.N., «A simple higher-order theory for laminated composite plates». *J ApplMech* 51(4), 745–52, 1984.
- [3] Thai, H.T. and Vo, T.P. (2012), "Bending and free vibration of functionally graded beams using various higher-order shear deformation beam theories", *Int. J. Mech. Sci.*, 62(1), 57-66.
- [4] Vo, T.P., Thai, H.T., Nguyen, T.K., Maheri, A. and Lee, J. (2014), "Finite element model for vibration and buckling of functionally graded sandwich beams based on a refined shear deformation theory", *Eng. Struct.*, 64, 12-22.
- [5] Bennai, R., Ait Atmane, H., Tounsi, A., (2015), "A new higher-order shear and normal deformation theory for functionally graded sandwich beams", *Steel Compos. Struct.*, 19(3), 521-546.



"Geometric Parameter effects on the design of Yarn based Strain Sensor "

"Qureshi, Yumna"¹,

"Tarfaoui, Mostapha"²,

"Lafdi, Khalid"³,

"El_Moumen, Ahmed"⁴,

"K Lafdi, Khalil"⁵

¹ " ENSTA Bretagne, IRDL - FRE CNRS 3744, F-29200 Brest, France yumna.qureshi@Ensta-Bretagne.org "

² " ENSTA Bretagne, IRDL - FRE CNRS 3744, F-29200 Brest, France, mostapha.tarfaoui@ensta-bretagne.fr "

³ " University of Dayton, Dayton, OH 45469-0168, United States, klafdi1@udayton.edu "

⁴ " ENSTA Bretagne, IRDL - FRE CNRS 3744, F-29200 Brest, France, ahmed.el_moumen@ensta-bretagne.fr "

⁵ "University of Dayton, Dayton, OH 45469-0168, United States, khalilboeing@gmail.com "

Résumé :

Le contrôle de l'état structural et la détection des défauts géométriques en temps réel sont l'objectif principal du chercheur afin d'éviter une défaillance catastrophique et des coûts de réparation importants. Pour cela, plusieurs travaux de recherche ont été menés pour développer des capteurs in situ et des systèmes de surveillance adaptés et efficaces pour différentes applications. Dans cette étude, un capteur à base de fibre de nylon enrobée d'argent est étudié numériquement à l'aide du logiciel ABAQUS. Le comportement électromécanique du capteur a été étudié en utilisant l'analyse du champ couplée sous une contrainte de traction, tandis que la résistance électrique a été mesurée durant le chargement mécanique. Des critères d'endommagement du nylon et de l'argent sont mis en œuvre pour quantifier l'effet de la présence des dommages sur les performances électromécaniques de ce capteur. Après une corrélation MEF/essais et une validation du modèle numérique du comportement électromécanique d'une seule fibre, une étude paramétrique a été réalisée pour quantifier l'effet du nombre de fibres, du nombre de nœuds de torsion et de la longueur du fil sur le comportement électromécaniques du capteur. Les résultats donnent les paramètres optimaux pour la conception d'un détecteur à base de fibres de nylon enrobés d'argent. Ces détecteurs ont la particularité de suivre l'état de contrainte/déformation ainsi que l'initiation et la propagation des dommages dans les structures d'une façon générale et plus particulièrement les structures composites.

1. Introduction

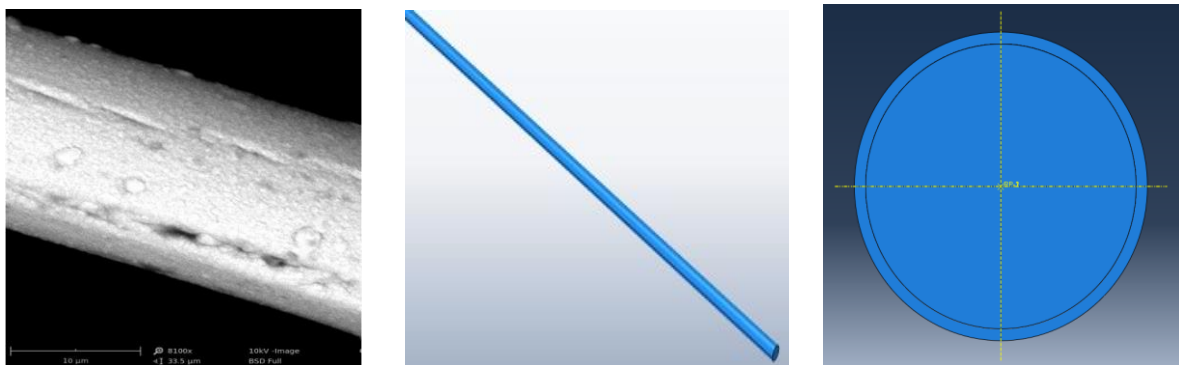
Structural health monitoring (SHM) is an evolving technique to examine and control the 'health' condition of composite materials and avoid catastrophic failure [1]. That is the reason why the need of SHM have been continuously increasing with the passage of time. The potential advantages of SHM consist of improving safety and reliability, helping in material design and dropping lifecycle costs. Vast research has been conducted in developing SHM sensors over the past decades which include strain gauges with strain resistance effect, fiber optic sensors which work on the principle of phase shift of relative optic waves, piezoelectric sensors which can be employed as both actuators and sensors, and microelectromechanical systems (MEMS) system which can sense the circumstances and do responses by the microcircuit control [2] [3] [4] [5]. But these sensors have limitations such as strain gauges can be viewed as inclusions and behave as a defect, fiber optic sensors require lot of instrumentation and data analysis, piezoelectric sensors are made of brittle material and manufacturing of MEMS is difficult [6] [7] [8].

In this study, a new SHM technology is developed and presented for the follow-up of the life cycle of a composite structure. The overall goal is to study different parameters which play vital role in designing a conductive wire that functions like resistance strain gauge. A FEM approach is presented to study the mechanical behavior of multifilament twisted flexible yarn sensor using ABAQUS CAE. The electromechanical analysis on single fiber is performed and then a parametric study based on number of fibers in yarn and number of twists in yarn has been conducted to analyze their effect on stress-strain relation of the yarn.

2. Modelling Strategy

1. Geometry

Silver coated nylon-6 monofilament of 2mm in length was created first as shown in Figure 1 to design and study the numerical model in electrical-mechanical coupled field. Diameter of a single filament of nylon and silver coating was approximated from the SEM images of the prepared samples and literature as shown in Figure 1 (a). The diameter of nylon yarn is less than 24 μm and coating is approximated as almost 1-2% of nylon diameter. Then geometric variations were carried out to understand the effect on mechanical properties. Geometric parameters include number of twists, number of filaments and length have been shown in Figure 2. Figure 2a and Figure 2b show the yarn with five twists and five filaments respectively.



(a) Real geometry (b) Modeled geometry
 Figure 1: Single Coated Filament (a) SEM image of single coated nylon filament with silver (b) CAD model of single filament



(a) Five Turns (b) Five Filaments
 Figure 2: Geometric Parameter: Yarn with Number of Twists, Number of Filaments and Pitch Length

2 Material Properties

Literature studied was conducted for the material model of nylon and pure silver. Material model for both materials was divided into two categories i.e. Mechanical properties and Electrical properties. All the units were converted into SI unit system. These

properties are taken from the study performed by Huang and Spaepen [9] for silver and by Wang and Naderikalali [10] for nylon 6.

Nylon 6 and silver both behave as ductile materials. Therefore, ductile damage criteria define in Abaqus CAE has been used for the failure of the monofilament sensor. The damage criterion is dependent on the experimental tensile procedure. Fracture strain, displacement at strain, strain rate and stress triaxiality are the important parameters required to define it for both materials.

Electrical conductance value for pure silver and nylon 6 were taken from the literature and are given in the table 1.

Table 1: Electrical Properties

Material	Electrical Conductance (S/mm)
Nylon 6	1x10 ⁻¹⁵
Silver	63x10 ³

3. Boundary Conditions

For coupled mechanical-electrical field analysis, the geometry was fixed from one end in all direction and a displacement was applied on the other end in x-direction. For electrical behavior, and electrical potential i.e. voltage of 12V is applied on the both ends of the yarn and the variation in current density along was studied. Moreover, for more illustration the applied boundary conditions are displayed in Figure 3

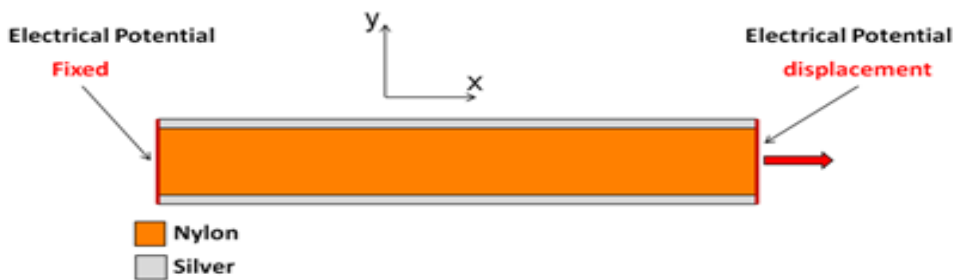
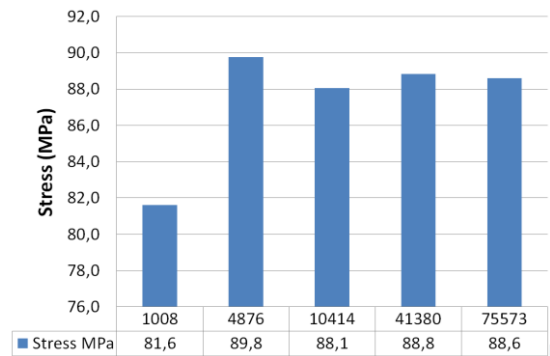


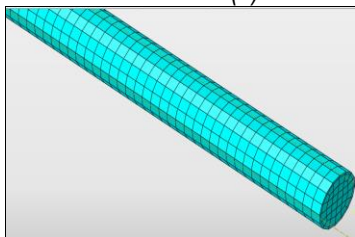
Figure 3: Illustration of Boundary Conditions

4. Mesh

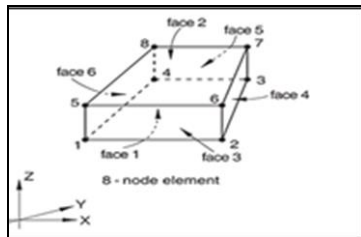
Mesh refinement was performed on the model to eliminate the dependency upon the mesh. Before launching finite element calculations to evaluate the mechanical and electrical behavior of the monofilament yarn sensor, it is important to ensure the convergence of the mesh. For this, 5 mesh sizes are considered and studied 0.05, 0.01, 0.008, 0.005 and 0.004mm. Mesh convergence study is performed on maximum stress so that the results become independent of the element size, Figure 4a. As it can be seen that mesh convergence is achieved at 0.008 but, for better accuracy mesh size-0.005 is used, Figure 4b. Q3D8 element type is used for the electromechanical behavior, Figure 4c.



(a) Mesh Convergence Study- Maximum Stress



(b) Mesh Size=0.005

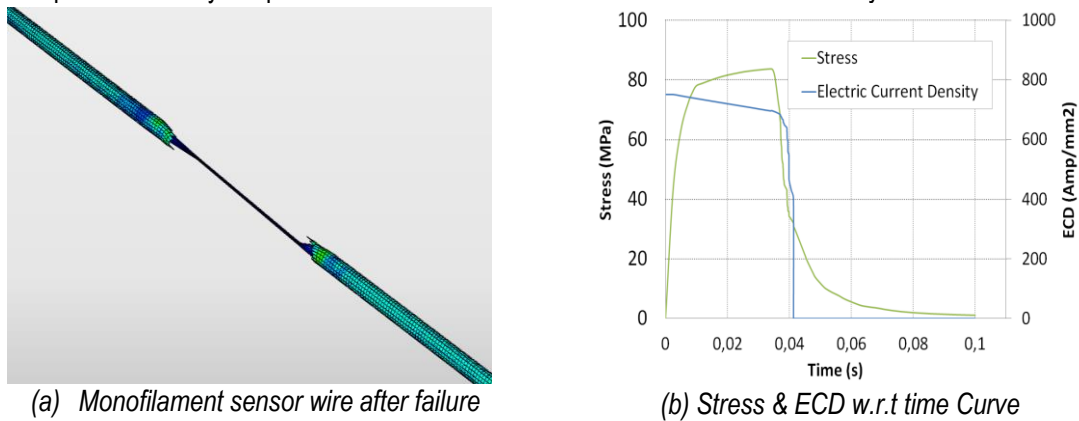


(c) Q3D8 Element type [9]

Figure 4: Mesh Convergence, Mesh Size with structured mesh and Element Type that are used for coupled field analysis

3. Result and Discussion

The monofilament sensor was subjected to tensile elongation until failure, Figure 5a. The ductile damage behavior can be seen in both materials however, the coating failed before the core material. This phenomenon is because coating in comparison to the core, has very small cross-sectional area. Electromechanical behavior of the monofilament can be observed in Figure 5b. Current flow in the filament is affected when it starts to fail. This not only confirms the sensing behavior in a coated yarn sensor numerically but also shows that electrical behavior only dominates at failure. So, to design a sensor with good mechanical properties, it is important to study the parameters which can affect the mechanical behavior of yarn sensor



(a) Monofilament sensor wire after failure

(b) Stress & ECD w.r.t time Curve

Figure 5: Monofilament Wire Sensor Model and Electromechanical Behavior of the Monofilament Wire

1. Parametric Study

The results of parametric study have shown some very interesting phenomena during the numerical analysis. Geometrical parameters have great effect on the behavior of yarn. The results are summarized as effect of number of twists, number of filaments and variation in pitch length on elastic-plastic behavior of yarn.

Number of Twists

The model with variation of number of twists ranging from 0 to 5 is a yarn of two coated filaments twisted together with 2mm pitch length. With same boundary conditions, this geometrical variation has shown some interesting results. Figure 6 shows the overall mechanical behavior of the yarn in terms of force-displacement curve. These curves have shown that yarn with zero turns show perfect elastic plastic behavior but as the number of twists increase the behavior of the curves changes to nonlinear. There is a linear increase in delay at the start of the analysis as the number of twists in the yarn increases. This showed that as the number of twists increases the interlocking between the filaments increases and hinders the elongation of the yarn.

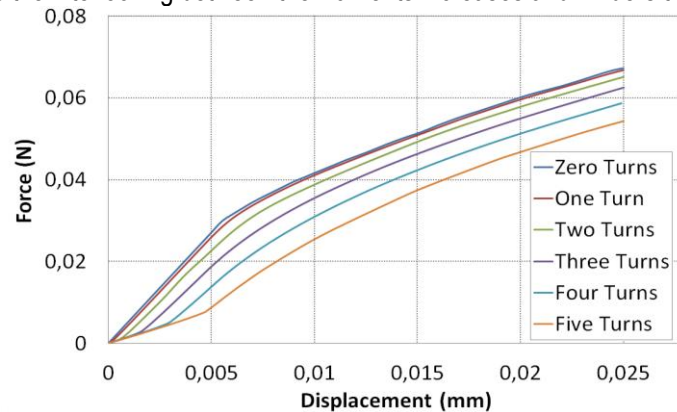


Figure 6: Overall Force-Displacement w.r.t Number of Twists

Number of Filaments

The model with variation of number of filaments ranging from 1 to 5 consists of two coated filaments, 2mm pitch length and two twists with applied displacement of 0.01mm. With same boundary conditions, this geometrical variation has shown some interesting results. The overall force displacement curves showed that by increasing the number of wires in the model the force displacement curve becomes steeper and the linear delay in the start of the curve increases, Figure 7.

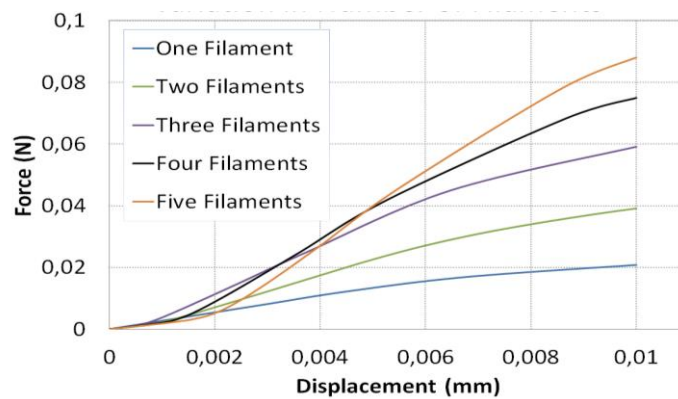


Figure 7: Overall Force-Displacement behavior w.r.t Number of Filaments

4. Conclusion

In this study, the electromechanical behavior of a coated yarn is studied numerically in coupled field analysis using CAD/CAE. The electromechanical behavior is verified using a monofilament of nylon6 with silver coating using ductile failure criterion under tensile loading. Variation of ECD with Stress has shown promising results. Furthermore, it has been shown that geometric parameters play a vital role in the designing of yarn sensor. Geometric parameters such as number of twists and number of filaments affect the mechanical behavior of the yarn. This therefore, shows that these nonconductive but cost-effective polymeric nylon yarns can be used as sensors for structural health monitoring in different applications with conductive coating. Also, by altering the geometry of the yarn, one can design a yarn sensor with better mechanical properties with further reduction in the cost.

5. Bibliography

- [1] IHN, Jeong-Beom; CHANG, Fu-Kuo. *Pitch-catch Active Sensing Methods in Structural Health Monitoring for Aircraft Structures*, Structural Health Monitoring, 2008, vol. 7, n° 1, pp. 5-19.
- [2] LOAYSSA Alayn, *Optical Fiber Sensors for Structural Health Monitoring*, in New Developments in Sensing Technology for Structural Health Monitoring, MUKHOPADHYAY, Subhas Chandra, Ed., Heidelberg, Springer, Berlin, Heidelberg, pp. 335-358, 2011.
- [3] LIN Bin and GIURGIUTIU Victor, *Modeling and testing of PZT and PVDF piezoelectric wafer active sensors*, Smart Materials and Structures, 2006, vol. 15, n° 4, pp. 1085-1093.
- [4] RAGHAVAN Ajay; CESNIK Carlos E. S. *Review of Guided-wave Structural Health Monitoring*, The Shock and Vibration Digest, vol. 39, no. 2, pp. 91-114, 2007.
- [5] ZILBERSTEIN Vladimir; WALRATH Karen; DAVE Grundy; SCHLICKEER Darrell; GOLDFINE Neil; ABRAMOVICI Eugen; YENTZER Tom, *MWM Eddy-Current Arrays for Crack Initiation and Growth Monitoring*, International Journal of Fatigue, vol. 25, no. 9-11, pp. 1147-1155, 2003.
- [6] SPECKMANN H., HENRICH R. *Structural Health Monitoring (SHM) - Overview on Technologies under Development*, in 16th WCNDT 2004 - World Conference on NDT, Montreal, Canada, Aug 30 - Sep 3, 2004.
- [7] CHRISTIAN Boller, *Next Generation Structural Health Monitoring and its integration into Aircraft Design*, International Journal of Systems Science, vol. 31, no. 11, pp. 1333-1349, 2000.
- [8] VARADAN Vijay K.; VARADAN Vasundara, *Microsensors, Microelectromechanical Systems (MEMS), and Electronics for Smart Structures and Systems*, Smart Materials and Structures, vol. 9, no. 6, pp. 953-972, 2000.
- [9] HUANG Haibo and SPAEPEN F., *Tensile Testing of Free-Standing Cu, Ag and Al Thin Films and Ag/Cu Multilayers*, Acta Materialia, vol. 48, pp. 3261-3269, 2000.
- [10] WANG Xin, KALALI E. Naderi, WANG De-Yi, *An in-situ polymerization approach for functionalized MoS₂/nylon-6 nanocomposites with enhanced mechanical properties and thermal stability*, Journal of Materials Chemistry A, no. 48, 2015.



"Influence de l'état de surface dans la prévision de la tenue en fatigue des alliages Ni-Ti par la technique d'auto-échauffement"

M.ROKBANI¹, L.SAINT-SULPICE², S.ARBAB CHIRANI³, T.BOURAOUI⁴

¹"ENIM, LGM, Université de Monastir, TUNISIE, rokbani_maha@hotmail.fr"

²"ENIB, LBMS, Université de BREST, FRANCE, sulpice@enib.fr"

³"ENIB, LBMS, Université de BREST, FRANCE, arbab@enib.fr"

⁴"ENIM, LGM, Université de Monastir, TUNISIE, tarak.bouraoui@gmail.com"

Résumé :

"Les alliages à mémoire de forme (AMF) de type Ni-Ti ont été largement utilisés comme biomatériaux notamment pour la réalisation des outils dentaires en raison de leur comportement superélastique. Cependant, ces outils peuvent se rompre fréquemment lors de leur utilisation clinique. La susceptibilité de ces alliages au chargement cyclique en présence de l'hydrogène peut être l'un des paramètres majeurs qui peuvent entrer en jeu dans la dégradation des propriétés mécaniques de ces alliages. Il est cependant admis que l'état de surface de ces alliages est déterminant pour connaître l'influence de l'hydrogène sur leurs propriétés en fatigue. Certains traitements de surface appropriés sont souvent appliqués sur les outils dentaires afin d'améliorer leur flexibilité et leur résistance à la fatigue cyclique.

Ainsi, dans l'optique d'étudier l'impact de certains traitements surfaciques tel que (l'électropolissage et le polissage mécanique) ainsi de l'effet de l'hydrogène sur les propriétés en fatigue des alliages Ni-Ti à un grand nombre de cycles, nous proposons d'utiliser la technique d'auto-échauffement qui se base sur des mesures thermiques sous sollicitations cycliques. Cette méthode présente l'avantage d'être plus rapide et moins coûteuse par rapport aux essais traditionnels de fatigue et permet d'estimer la limite d'endurance du matériau à l'aide d'un dépouillement empirique. Avec cette approche la variation de la température est considérée comme un paramètre pertinent afin de prédire la résistance à la fatigue de ces alliages.

Les résultats de cette étude impliquent que suite à un traitement surfacique d'électropolissage, l'hydrogène n'affecte pas les propriétés en fatigue de ces alliages cependant suite à un polissage mécanique l'effet de l'hydrogène devient plus prononcé conduisant à une diminution de la résistance à la fatigue avec une augmentation plus importante de la température due à l'intensification des mécanismes dissipatifs"

Mots clefs : Ni-Ti ; Superélasticité ; Fatigue ; Traitement surfacique ; Hydrogène ; Auto-échauffement.

1. Introduction

De nombreuses applications bénéficient des alliages à mémoire de forme de type Ni-Ti utilisés comme biomatériaux. Ils sont prometteurs pour la réalisation des outils dentaires en raison de leur superélasticité, leur bonne tenue à la corrosion ainsi leur excellente biocompatibilité [1,2]. Cependant, leur résistance à la fatigue pourrait être limitée [3] et des ruptures brutales peuvent être observées en service [4]. La plupart des travaux antérieurs ont attribué la dégradation des performances de ces alliages à l'absorption de l'hydrogène dans le milieu environnant d'utilisation [5]. En effet, les alliages finis en Ni-Ti utilisés comme dispositifs dentaires sont souvent traités et présentes dans des environnements contenant de l'hydrogène [6]. Ainsi l'aptitude du matériau à absorber cette entité chimique est fortement liée à son état de surface et peut affecter les propriétés en fatigue de ces alliages.

Le but de ce travail est d'étudier l'effet de différents paramètres du procédé de fabrication tels que l'électropolissage, le polissage mécanique et des paramètres environnementaux (Effet de l'hydrogène) sur les propriétés en fatigue de ces alliages Ni-Ti à un grand nombre de cycles.

Le choix de ces états ou de ces paramètres est en lien direct avec quelques étapes dans le processus de fabrication ou d'utilisation des outils dentaires. En effet, certains traitements de surface appropriés sont souvent appliqués sur les outils dentaires afin d'améliorer leur flexibilité, leur résistance à la fatigue cyclique et afin de minimiser les défauts du surface inhérents. L'électro-polissage est un des procédés le plus exploités pour la finition des instruments en Ni-Ti. De même malgré que les procédés de fabrication des alliages Ni-Ti se diffèrent selon les fournisseurs, il a été prouvé que lors de la plupart des procédés de fabrication des quantités d'hydrogène peuvent être introduite dans les alliages Ni-Ti. De ce fait, vu que la couche protectrice présente en surface des alliages Ni-Ti peut gêner la pénétration des ions d'hydrogène même suite à un chargement cathodique, une opération de polissage mécanique a été considérée dans cette étude afin d'éliminer cette couche et accélérer le processus de l'introduction de l'hydrogène dans le matériau afin d'étudier l'influence de l'hydrogène sur les propriétés en fatigue de ces alliages. En effet, dans l'environnement buccal il est plus probable que cette couche se dégrade en présence de milieu corrosif ou suite à des sollicitations cycliques répétitives.

Ensuite, dans l'optique d'étudier l'influence de l'hydrogène sur les propriétés en fatigue de ces alliages subissant ces différents traitements surfaciques, la technique d'auto-échauffement a été exploitée. Cette méthode permet d'estimer la limite d'endurance du matériau à l'aide d'un dépouillement empirique. Malgré que les essais d'auto-échauffement soient rarement réalisés sur les alliages Ni-Ti, ils sont validés avec succès dans des études très récentes [7,8]. Cependant l'effet de l'état de surface lors de l'application de cette méthodologie n'a pas été étudié auparavant. Ainsi l'originalité de cette étude est qu'elle fait introduire un couplage multi-physique avec l'absorption de l'hydrogène et la fatigue à un grand nombre de cycles.

2. Matériau de l'étude et procédures expérimentales

1. Matériau de l'étude

Le matériau de l'étude est un alliage Ni-Ti superélastique quasi-équiatomique en Nickel et en Titane destiné à l'élaboration des instruments endodontiques. L'éprouvette est de forme « diabolo » ayant pour dimension 6 cm de longueur et de diamètre 1.5 mm avec une entaille de 1 mm au milieu de l'éprouvette. Cette forme géométrique a été choisi afin d'être mieux adaptée aux essais de fatigue. Le matériau de l'étude se présente sous différents états : Etats standards (vierges) et non standards (électropolies et polies). Certains nombre d'éprouvettes subissent un traitement surfacique par électropolissage appliqué pendant 60 s. Ce traitement se base sur l'application d'un potentiel et un courant électrique afin d'entraîner une dissolution ionique de la surface de la pièce. D'autres éprouvettes subissent un polissage mécanique avec des papiers abrasifs suivis d'une immersion dans l'acétone durant 20 minutes.

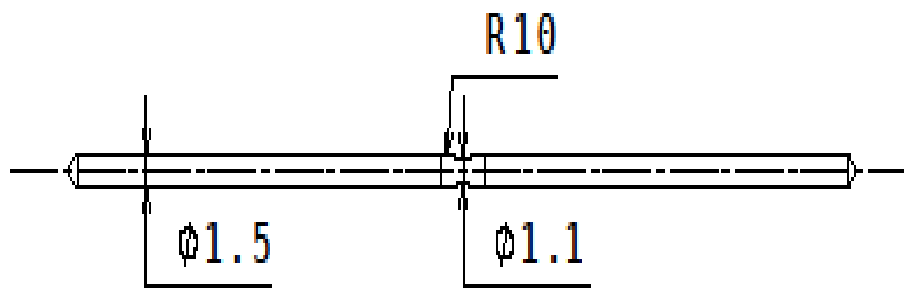
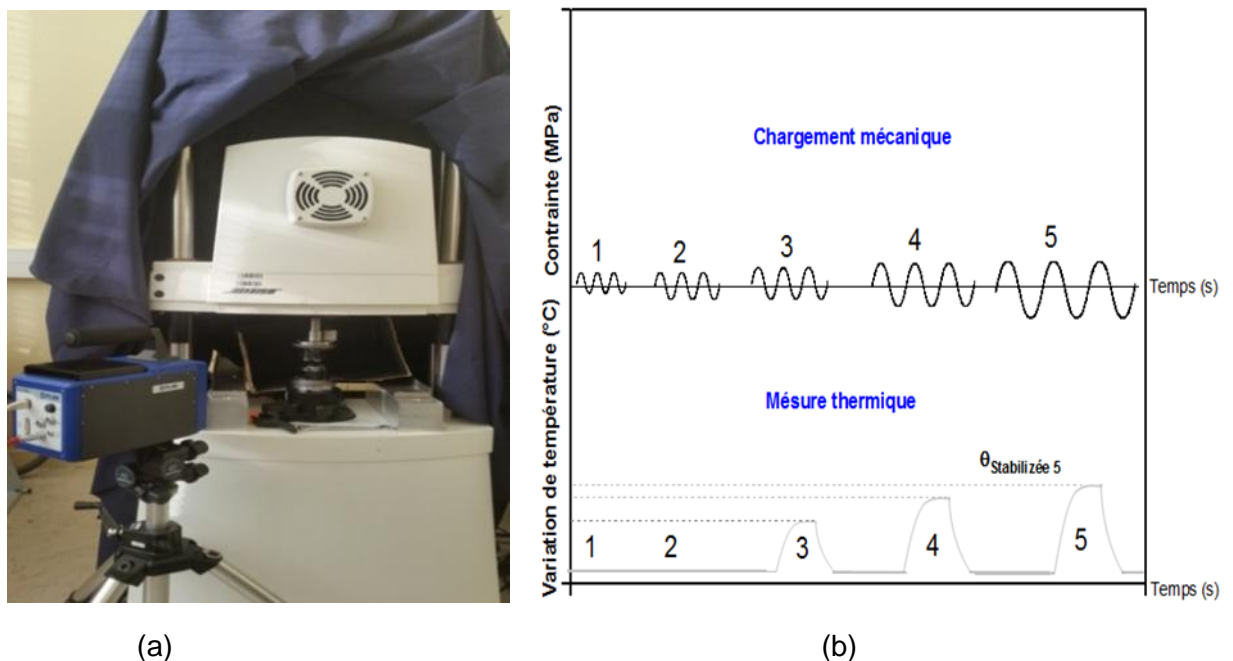


Figure 1. Géométrie de l'éprouvette de fatigue

2. Procédures expérimentales

Un dispositif de chargement cathodique par l'hydrogène a été utilisé à la température ambiante (20°C). Ce dispositif est constitué d'une anode platinée et une éprouvette en Ni-Ti plongés dans une solution NaCl 0.9%. Ce chargement cathodique a été effectué pendant 14 heures sous une densité du courant de 20 A/m² pour les différents états des éprouvettes (standards et non standards). Ensuite, une caractérisation mécanique du matériau de l'étude avec les différents états de surface a été effectuée par des essais de traction à température ambiante. Un extensomètre utilisé lors de l'essai définit une longueur de base L₀=15 mm. Tous les tests sont réalisés avec une vitesse de déformation de 10⁻⁴s⁻¹. Cette vitesse est relativement faible afin de minimiser l'effet de chaleur latente sur l'échantillon. Les éprouvettes chargées en hydrogène ont été testées quelques minutes après avoir été retirées de la solution. Ensuite des tests d'auto-échauffement ont été effectués sur une machine d'essai Bose-Electroforce. Cette méthode consiste à appliquer sur une même éprouvette des blocs de 3000 cycles à des niveaux de chargement allant de 100 MPa jusqu'à 800 MPa par palier de 50 MPa entre 100 MPa et 300 MPa et de 25 MPa pour la suite des blocs. Cette séquence est caractérisée par son rapport de charge R = 0 et une fréquence f_r = 30 Hz. Cette méthode consiste à mesurer la température moyenne d'une éprouvette à des paliers successifs de chargement sinusoïdaux. Pour chacun des niveaux de chargement nous avons relevé l'évolution de la température de l'éprouvette à l'aide d'une caméra infrarouge. Le principe de cette technique est représenté par la **figure 2**.



3. Résultats et discussions

1. Propriétés mécaniques des éprouvettes « diabolos » en Ni-Ti

La figure (3) représente les propriétés de traction (Effort- Déplacement) d'une éprouvette diablo en Ni-Ti à l'état vierge et d'autres à l'état non standard (électropolies et polies). La limite de début de transformation martensitique est environ 580 N pour une éprouvette à l'état vierge. A partir des résultats observés pour les éprouvettes électropolies nous pouvons remarquer que la limite de début de transformation est légèrement inférieure avec une variation du déplacement. Cette variation est plus marquée dans le cas d'une éprouvette polie mécaniquement ce qui justifie que le polissage mécanique avait un impact important dans la modification de la réponse mécanique des alliages Ni-Ti.

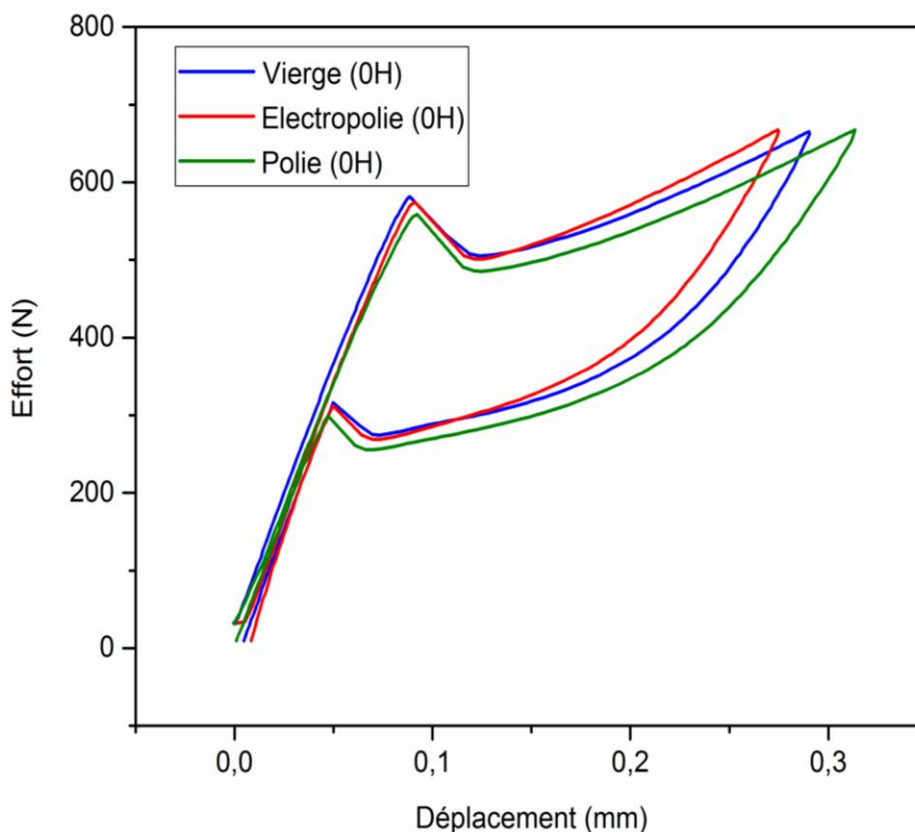


Figure 3. Comportement superélastique des éprouvettes « diablo » en Ni-Ti à l'état vierge, électropolie et polie

2. Effet de l'hydrogène sur le comportement mécanique des éprouvettes « diablo »

La figure 4 représente le comportement mécanique des éprouvettes en Ni-Ti pour les différents états, standards et non standards après un chargement cathodique par l'hydrogène pendant 14 heures. Après une opération d'électropolissage, le comportement de l'éprouvette est presque identique à l'éprouvette vierge mais avec une légère diminution de l'effort nécessaire de la transformation martensitique (560 N) par rapport à l'éprouvette vierge (580 N). Cependant après un polissage mécanique une augmentation de l'effort critique de transformation martensitique est très remarquable accompagnée d'une augmentation de la transformation résiduelle.

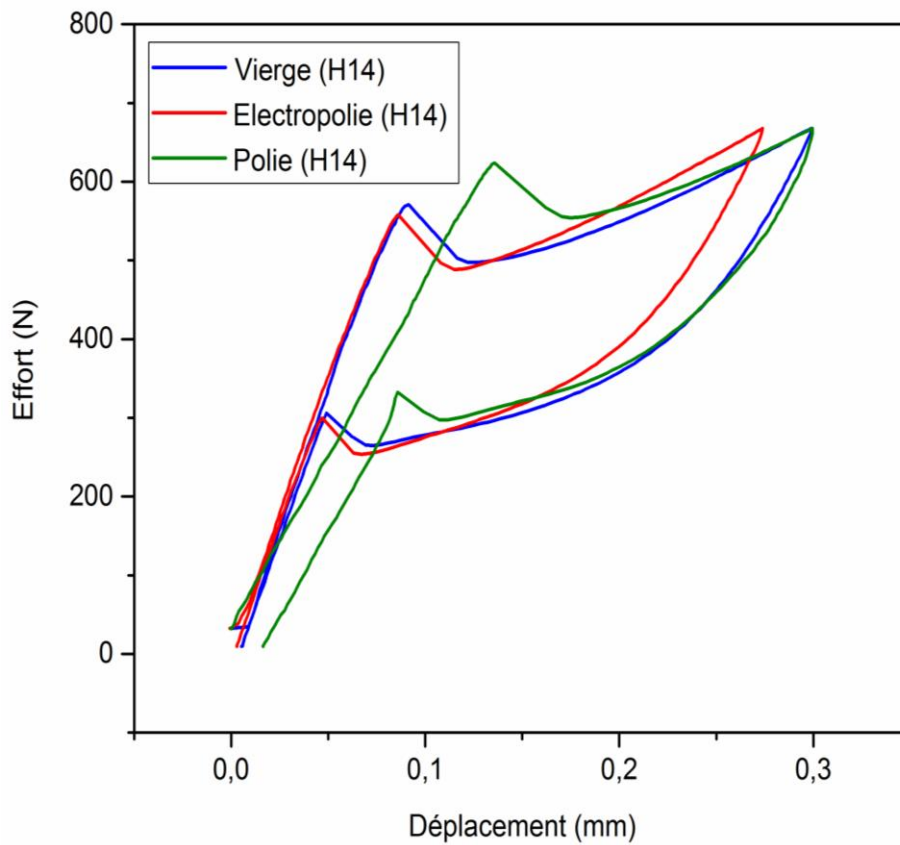


Figure 4. Comportement superélastique des éprouvettes en Ni-Ti suite à un chargement cathodique par l'hydrogène pendant 14 h

Ensuite les résultats d'un essai de chargement cyclique du comportement superélastique à un faible nombre de cycles (10 cycles) pour un éprouvette « diabolo » dans l'état vierge et polie sont représentées par la (figure 5).

Nous pouvons remarquer que les dix cycles réalisés sur cette éprouvette vierge chargée par l'hydrogène pendant 14 h sont reproductibles (Figure 5.a) ainsi nous pouvons remarquer qu'une sollicitation cyclique est accompagnée par une diminution de l'effort appliqué en fonction du déplacement au cours des cycles. Cependant, après le chargement cathodique par hydrogène pendant 14 h d'une éprouvette polie une apparition des contraintes résiduelles est plus marquée pendant la décharge ainsi une augmentation de la contrainte critique de transformation martensitique est observée. De plus l'essai de traction a été achevé par sa rupture au cours de 8^{ème} cycle (Figure 5.b). Cette rupture montre bien que l'impact de l'hydrogène est plus prononcé dans le cas d'une éprouvette polie. En effet, suite à une opération du polissage la couche superficielle protectrice naturellement présente en surface est éliminée ce qui favorise la pénétration des ions d'hydrogène lors du chargement cathodique au sein du matériau. L'hydrogène introduit représente un obstacle à la transformation martensitique directe A-M ce qui augmente la contrainte critique de transformation et peut entraîner la rupture de l'échantillon après un faible nombre de cycle suite à un chargement cyclique.

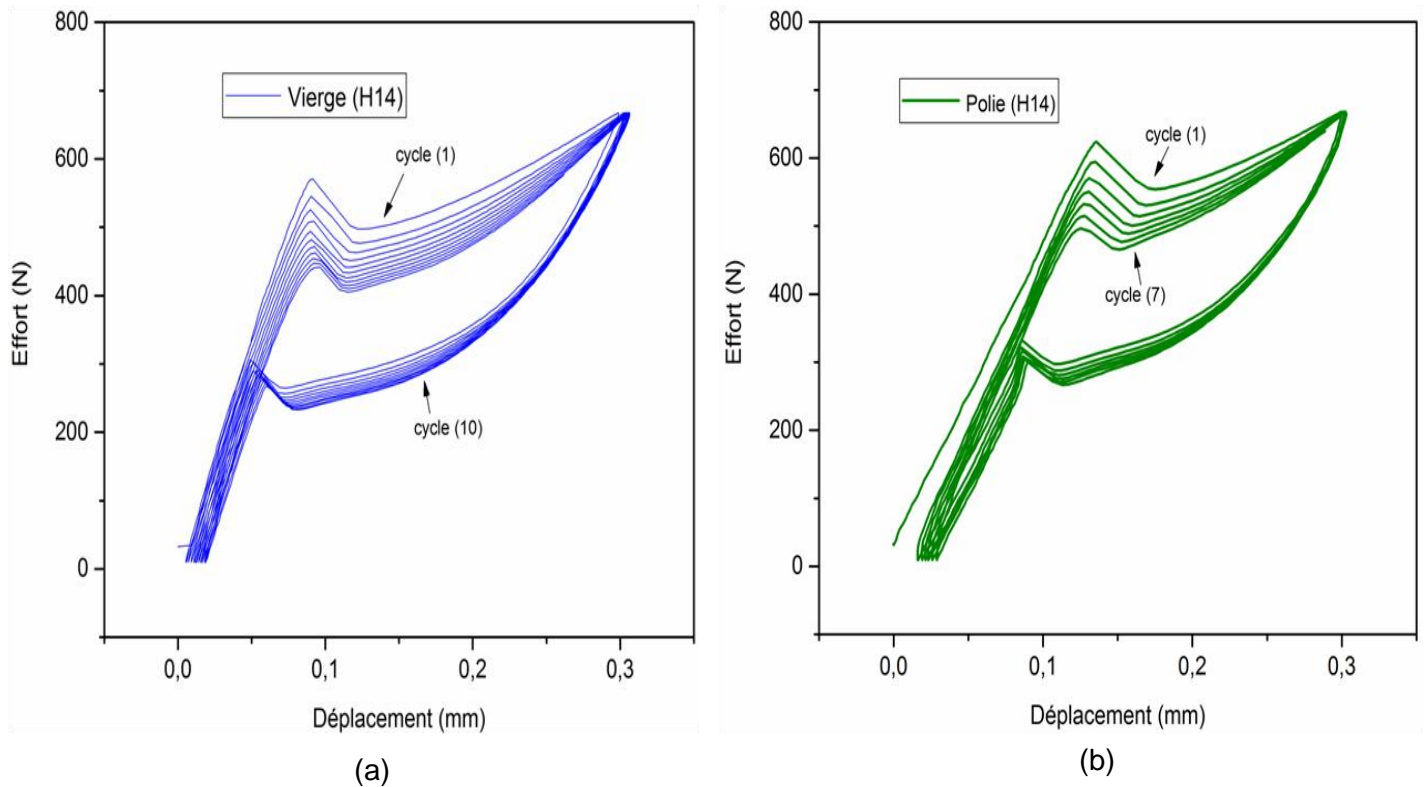


Figure 5. Courbe de chargement cyclique des éprouvettes Ni-Ti suite à un chargement cathodique par l'hydrogène (14 h) a) Eprouvette vierge b) Eprouvette polie.

3. Détermination des propriétés en fatigue par auto-échauffement

La figure 6 représente l'évolution de la température moyenne stabilisée en fonction de l'amplitude du chargement obtenue pour les différents états des éprouvettes. Il est possible de déterminer par ce type d'essai la limite d'endurance moyenne du matériau σ_D par un dépouillement empirique. En traçant le comportement asymptotique des derniers points de la courbe d'auto-échauffement et en repérant la valeur à l'intersection de cette droite et l'axe des abscisses comme c'est illustré par la figure 6. Pour l'éprouvette vierge σ_D est évaluée de 750 MPa.

Nous pouvons observer qu'après un certain niveau de chargement proche de cette limite d'endurance moyenne du matériau, la température moyenne stabilisée croît d'une manière significative ce qui est due à l'apparition des mécanismes dissipatifs.

Nous avons procédé de la même manière afin de déterminer la limite d'endurance moyenne de l'éprouvette électropolie et l'éprouvette polie (**Tableau1**). Ces résultats prouvent que les éprouvettes vierges présentent une surface bien résistante à l'amorçage des fissures. Cependant, après le traitement d'électropolissage, nous pouvons remarquer que les éprouvettes électropolies s'auto-chauffent moins ce qui décale la courbe vers la droite. Il est connu que le traitement d'électro-polissage qui a pour rôle d'améliorer les caractéristiques mécaniques du matériau, a entraîné dans notre cas d'étude une légère augmentation de la valeur de la limite d'endurance moyenne et par la suite a pu améliorer la résistance à la fatigue à un grand nombre de cycles. Quant à l'éprouvette polie mécaniquement, vu que la couche protectrice qui a empêché auparavant la propagation des fissures est éliminée, cette dernière a plus de chance d'avoir lieu et donc la valeur de la limite d'endurance de cet état d'éprouvette est la plus faible (705 MPa).

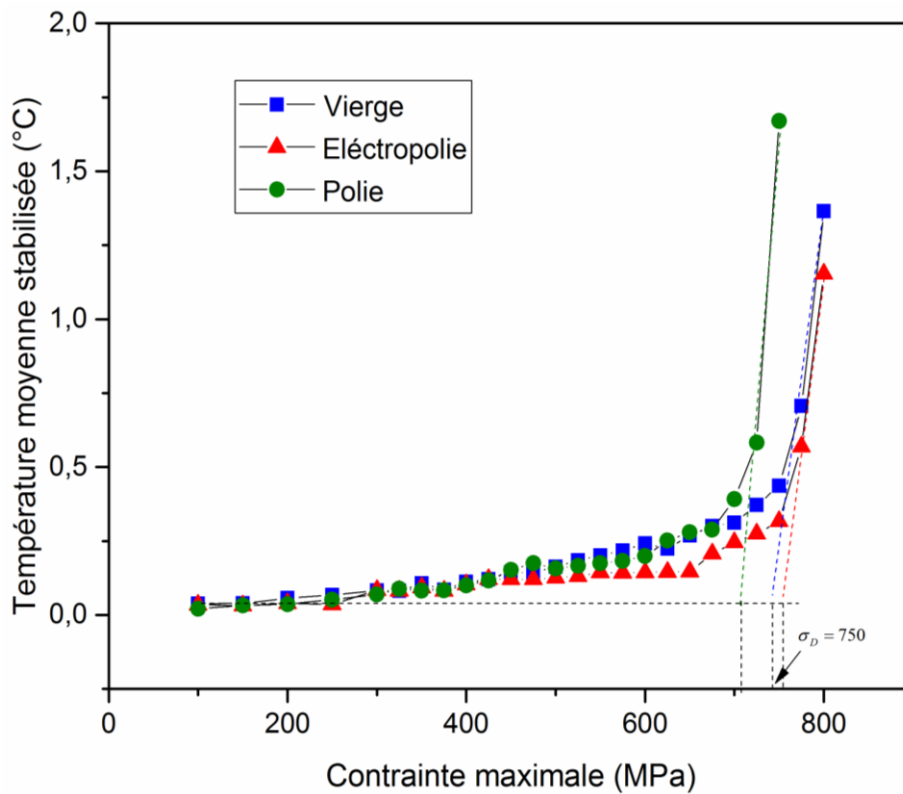


Figure 6. Courbe d'auto-échauffement pour des éprouvettes en Ni-Ti à l'état vierge, électropolie et polie mécaniquement

Ensuite, cette méthode basée sur l'extraction de l'élévation de la température liée à l'auto-échauffement a été exploitée afin de prévoir l'effet de l'hydrogène sur les différents états des éprouvettes (figure7). Les valeurs de la limite d'endurance présentée par le tableau 1 montrent une tendance à une diminution significative de la durée de vie en fatigue des alliages Ni-Ti des éprouvettes polies suite un chargement cathodique par l'hydrogène durant 14-heures.

A partir de ces résultats nous pouvons conclure qu'un traitement d'électropolissage permet de préserver la résistance à la fatigue des alliages Ni-Ti à un grand nombre de cycles. En effet, nous pouvons remarquer que la limite d'endurance du matériau ne varie pas en présence de l'hydrogène. En effet comme il est reconnu, un traitement d'électro-polissage permet de modifier la morphologie de surface et éliminer les irrégularités et les défauts de surface qui peuvent servir des points de concentration de contrainte et de sites favorables pour l'hydrogène. Cependant, suite à un polissage mécanique la durée de vie en fatigue des alliages Ni-Ti est affectée et elle est réduite d'une manière importante (680 MPa) par rapport à l'éprouvette vierge (750 MPa). En effet, l'élévation de la température et la déformation de la pièce durant les traitements mécaniques peuvent provoquer des changements des structures ainsi l'introduction des impuretés comme les inclusions des abrasifs qui peuvent engendrer plus tard des corrosions et des usures prématurés des pièces. Ces défauts surfaciques se présentent comme des sites favorables à l'absorption de l'hydrogène et à l'initiation des fissures ce qui explique la réduction de la durée de vie en fatigue.

Tableau1. Prévion de la limite d'endurance des différents états des éprouvettes Ni-Ti sans et avec chargement cathodique par l'hydrogène

Etat de l'éprouvette	(MPa)
Vierge (H0)	750
Electropolie (H0)	760
Polie (H0)	705
Vierge (H14)	750
Electropolie (H14)	760
Polie (H14)	680

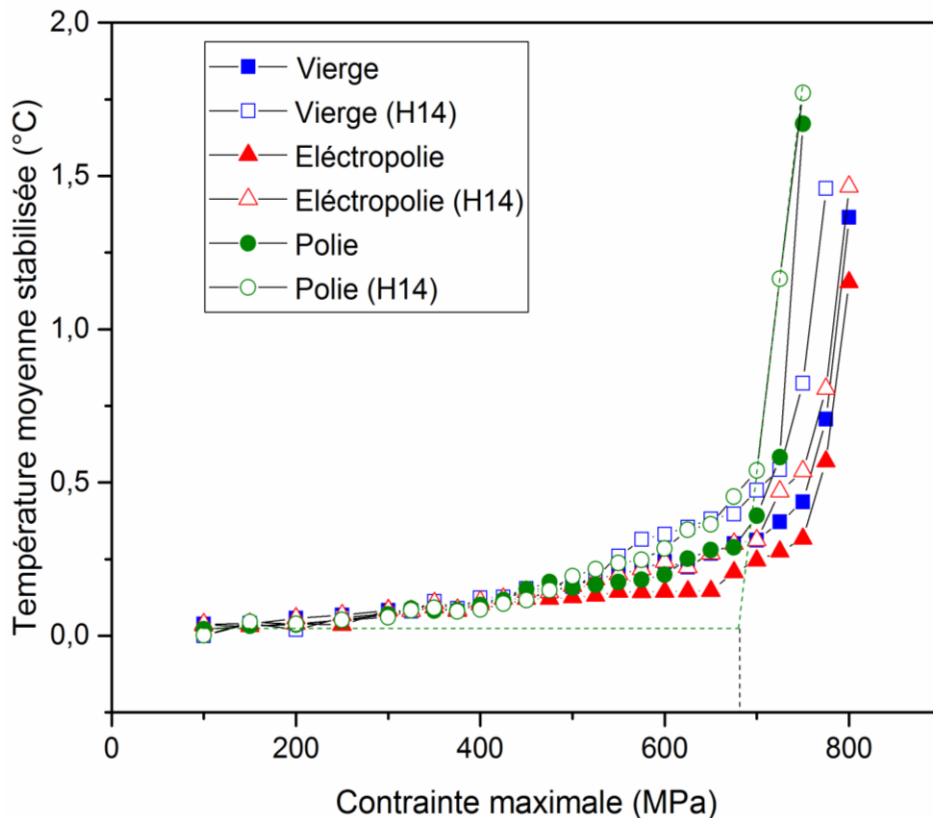


Figure 7. Courbe d'auto-échauffement pour des éprouvettes en Ni-Ti à l'état vierge, électropolie et polie mécaniquement après chargement cathodique par l'hydrogène

4. Conclusion

En conclusion, la méthode d'auto-échauffement a été appliquée avec succès pour les alliages superélastiques en Ni-Ti afin de caractériser leur comportement en fatigue et spécifiquement pour prévoir l'effet de l'interaction entre l'état de surface et l'hydrogène sur la résistance à la fatigue de ces alliages à un grand nombre de cycles. Il est à noter que les surfaces ayant subi des traitements soit électrochimique ou mécaniques sont fondamentalement différents et subissent des modifications de leurs propriétés originelles et peuvent ainsi affecter les propriétés en fatigue des alliages Ni-Ti.

5. Bibliographie

- [1] RONDELLI.G. Corrosion resistance tests on NiTi shape memory alloy. *Biomaterials*, 1996 ,17.
- [2] Oshida Y, SACHDEVA R, MIYAZAKI S AND FUKUYO S. Biological and chemical evaluation of TiNi alloys. *Mater.Sci. Forum* ,1990, 56–58 705–10
- [3] Mc Kelvey A and Ritchie R. Fatigue-crack growth behavior in the superelastic and shape-memory alloy nitinol *Metallurg Mater Trans*, 2001, 32 A 731–43
- [4] Kaneko K, Yokoyama K, Moriyama K, Asaoka K, Sakai J and Nagumo M. Delayed fracture of beta titanium orthodontic wire in fluoride aqueous solutions *Biomaterials*, (2003), 24 2113–20
- [5] YOKOYAMA.K, HAMADA.K, MORIYAMA.K, ASAOKA.K. (2001) Degradation and fracture of Ni–Ti superelastic wire in an oral cavity. *Biomaterials* 22: 2257–2262.
- [6] Yokoyama K, Ogawa T, Asaoka K, Sakai J and Nagumo M. Degradation of tensile strength of Ni-Ti superelastic alloy due to hydrogen absorption in methanol solution containing hydrochloric acid *Materials Science and Engineering*, 2003, A 360 153–9
- [7] Legrand V, Saint-sulpice L, Pino L, Arbab Chirani S and Calloch S . Fatigue et auto-échauffement sous sollicitation cyclique des alliages à mémoire de forme 21ème Congrès Français de Mécanique Bordeaux [CFM2013]
- [8] Rokbani M, Saint-Sulpice L, Arbab Chirani S et al. Hydrogen effects on Ni-Ti fatigue performance by self -heating method *Smart Materials and Structures*, 2017, 26 F.



”Caractérisation et modélisation multi-échelle du comportement mécanique de l’humérus humain sous sollicitations dynamiques”

”Jamila Rahmoun”¹

”Hakim Naceur”¹

”Pascal Drazetic”²

”Christian Fontaine”³

¹Univ. Valenciennes, CNRS, ENSIAME, UMR 8201 - LAMIH, F-59313 Valenciennes, France, jamila.rahmoun@univ-valenciennes.fr, hakim.naceur@univ-valenciennes.fr”

²Univ. Valenciennes, CNRS, IUT, UMR 8201 - LAMIH, F-59313 Valenciennes, France, pascal.drazetic@univ-valenciennes.fr”

³Univ. Lille, Laboratoire d’Anatomie, F-59045 Lille, France, christian.fontaine@chru-lille.fr”

Résumé

Cette étude est consacrée au développement d’un modèle de comportement mécanique de l’humérus humain sous sollicitations dynamiques. Ce modèle est un couplage entre le schéma d’homogénéisation linéaire de Mori-Tanaka pour l’estimation des propriétés élastiques de l’humérus et d’un modèle d’endommagement élastique décrivant l’évolution de l’endommagement au sein de l’os cortical par une loi de croissance de porosités. La validité de ce modèle a été faite à travers l’estimation de l’effort ultime lors d’essais de type impact. Ainsi, des essais d’impact ont été réalisés sur pièces anatomiques, les propriétés élastiques mésoscopiques et l’influence de l’endommagement sur ces dernières ont été caractérisées à travers des essais cycliques de compression/flexion sur éprouvettes et les propriétés microscopiques de la matrice osseuse ont été mesurées par nanoindentation. Finalement, le modèle du comportement de l’os huméral développé est implémenté dans une UMAT dans le logiciel explicite LS-DYNA[®]. Les résultats numériques obtenus montrent une bonne concordance en comparaison avec les mesures expérimentales.

Mots clés : Matériaux biologiques, humérus, sollicitations dynamique, micromécanique, endommagement, éléments finis.

1 Introduction

L'enrichissement des modèles numériques de l'être humain est un enjeu majeur dans les domaines de l'accidentologie automobile et de la traumatologie de la vie courante. En effet, la compréhension des mécanismes de rupture permet de limiter les risques lésionnels en cas d'accidents de la route et d'améliorer la prise en charge médicale. Cette compréhension est faite par l'utilisation de modèles numériques dont les prédictions s'affinent grâce au développement de l'imagerie médicale et des outils de simulation. L'avantage de ces modèles réside principalement dans la diversité des configurations et conditions de sollicitations envisageables et donc de diminuer le caractère chronophage et coûteux d'une étude expérimentale. Cependant, les lois de comportement utilisées sont très largement issues de caractérisations expérimentales réalisées à l'échelle macroscopique sans prendre en compte l'architecture du tissu osseux [1]. Cette dernière semble être un élément important pour la biofidélité des modèles numériques et pour améliorer la compréhension des mécanismes locaux mis en jeu et aboutissant à la rupture du tissu osseux [2].

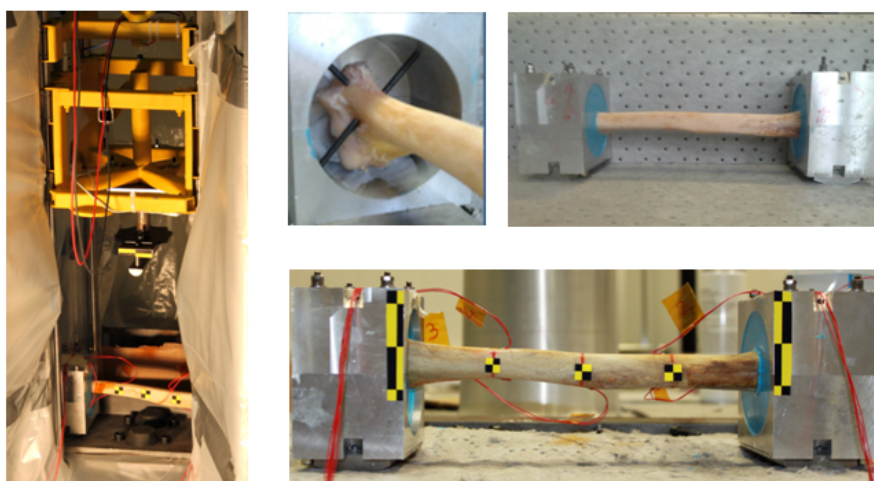
Dans cette étude, on propose une modélisation de la réponse mécanique de l'humérus soumis à des sollicitations dynamiques. Elle repose sur la mise en place d'un modèle micromécanique de l'os cortical basé sur les techniques d'homogénéisation [3, 4] en tenant compte de son architecture [5]. La prise en compte de l'évolution de l'endommagement est faite par un modèle d'endommagement élastique en y incluant une loi de croissance de porosité [6]. La caractérisation expérimentale de cet os huméral a été faite aux échelles mésoscopique et microscopique. Des essais expérimentaux d'impact sur des humérus humains ont été réalisés pour valider le modèle numérique proposé.

2 Caractérisation expérimentale du comportement mécanique de l'humérus humain

2.1 Préparation des échantillons et instrumentation

Neuf humérus frais ont été obtenus par le laboratoire d'anatomie de l'université de Lille à partir de sujets humains masculins âgés de 68.6 ± 7.4 ans et de taille 180 ± 7.8 cm. La longueur et la masse de ces spécimens correspond à 345 ± 14.1 mm et 226 ± 56.8 g respectivement. Une analyse virologique et sérologique a également été effectuée afin de s'assurer de l'absence de pathologie susceptibles d'altérer leurs propriétés mécaniques. Tous les humérus ont été embaumés à l'aide d'une solution composée de méthanol (35%), de phénol (10%), de glycérine (20%) et d'eau distillée (35%) puis conservés en chambre frigorifique à une température de 4°C jusqu'au début de l'expérimentation.

Avant l'essai, chaque humérus a été positionné au sein de deux coquilles creusées en aluminium et maintenues à l'aide d'une résine époxy. La diaphyse a été équipée de cinq jauges de déformation. Les sollicitations étant prévues à la mi-diaphyse, deux sont collées au niveau du bord supérieure à mi-distance des encastrements et trois autres en vis à vis du point d'impact et des deux autres jauges. Les essais sont réalisés par un puits de chute de hauteur 2.30 m, instrumenté de manière à mesurer les efforts à l'impacteur et enregistrer le déplacement de l'impacteur au cours de l'essai (figure 1). Un scanner surfacique est finalement réalisé de l'ensemble pour l'élaboration du modèle numérique.



a) Puits de chute

b) Préparation de l'humérus et son instrumentation

FIGURE 1 – Dispositif expérimental utilisé pour les essais d'impact sur l'humérus

2.2 Essais statiques

Afin de caractériser le comportement élastique de l'humérus, d'abord des essais statiques de flexion trois points ont été réalisés. Ces essais consistent à appliquer trois charges (masse du chariot 1kg, 3kg, 5kg) sur la diaphyse et réaliser une acquisition des données. En effectuant une analyse inverse utilisant une procédure de minimisation, les modules élastiques pour chaque humérus ont été déterminés. On retrouve une valeur moyenne du module de Young longitudinal apparent de l'humérus de $19089.8 \text{ MPa} \pm 16.1\%$.

La figure 2 représente les courbes contrainte-déformation de cinq humérus basées sur le module d'Young estimé par optimisation et la mesure de déformation locale des trois jauges de traction. Dans cette gamme de charge, la réponse statique de chaque humérus était toujours linéaire.

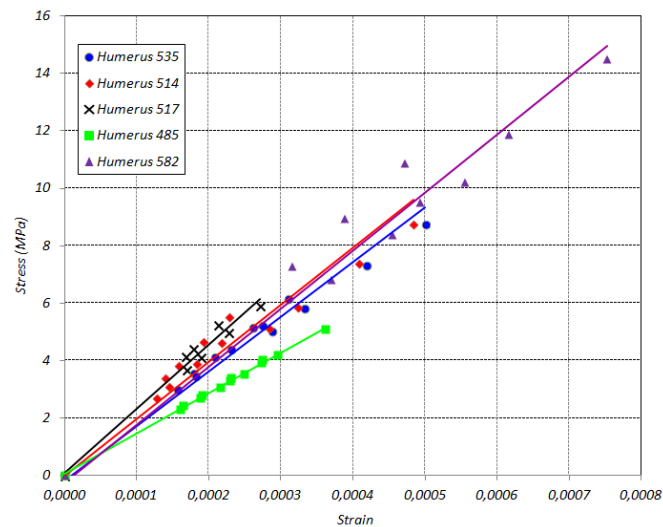


FIGURE 2 – Courbe contrainte-déformation des humérus sous flexion statique

2.3 Essais dynamiques

Les essais dynamiques ont pour objectif de mesurer l'effort ultime de l'humérus avant rupture. Ces essais ont été réalisés à une vitesse d'impact initiale de 1.67 m/s générée à partir d'une hauteur de 75 cm de manière à atteindre une énergie de 10 J à l'impact, énergie suffisante d'après la littérature pour atteindre la rupture [7]. Un laser a été utilisé pour mesurer le déplacement et des caméras pour filmer l'essai afin de pouvoir apprécier son déroulement et visualiser les différentes étapes de déformation jusqu'à la rupture.

L'ensemble des mesures réalisés, à partir des essais dynamiques, est présenté dans le tableau 2.3. Il a été trouvé que la moyenne de la rigidité de flexion (l'effort divisé par la flèche) de tous les spécimens est de 465.6 N/mm avec un écart type de 132.8 N/mm . En ce qui concerne l'effort d'impact ultime, sa moyenne était de 1299.6 N avec un écart type de 274.24 N . Cette valeur concorde avec celle issue de la littérature [7]. Cet effort augmente naturellement avec l'augmentation de la vitesse d'impact.

TABLE 1 – Les propriétés mécaniques de l'os huméral obtenues par essais dynamiques

Humérus ID	Vitesse (m/s)	Énergie (J)	Rigidité de flexion (N/mm)	Effort ultime (N)
535	1.67	11.99	541	1592
514	1.63	11.42	642	1342
517	1.67	11.99	473	1239
485	1.65	11.71	344	1456
582	1.72	12.72	328	869

D'autre part, des mesures densitométriques ont été réalisées après chaque essai au niveau de la longueur utile de l'humérus

impacté afin de déterminer la porosité de l'os cortical. Les morceaux d'os sont nettoyés de la moelle osseuse et pesés pour déterminer leur densité réelle dans l'air et dans l'eau en utilisant le principe d'Archimède. Ensuite, la porosité f de l'os huméral est obtenue à partir de la relation $f = 1 - \rho_r$ où ρ_r est la densité relative définie comme le rapport de la densité apparente par la densité réelle de l'os. Ainsi, la valeur moyenne de la porosité obtenue est égale à 0.09.

3 Formulation micromécanique de l'os huméral

3.1 Schéma de Mori Tanaka

Dans cette section, la modélisation micromécanique du comportement élastique de l'os huméral va être présentée. L'os huméral humain, dans cette étude, a été considéré comme un milieu poreux avec une matrice affaiblie par des micropores et présentant une symétrie isotrope transverse. Le volume élémentaire représentatif VER de l'os est composé d'une matrice solide élastique linéaire isotrope de tenseur d'élasticité \mathbb{C} , comportant des vides identiques de forme cylindrique à base elliptique caractérisé par un rapport d'aspect $\alpha = b/a$ et de fraction volumique f (voir Figure 3).

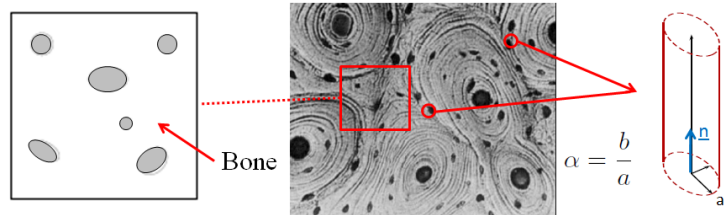


FIGURE 3 – Description du volume élémentaire représentatif de l'os huméral

En considérant la solution du problème de l'inclusion équivalente d'Eshelby [8], le schéma d'homogénéisation de Mori-Tanaka [5] donne l'expression du tenseur d'élasticité homogénéisé du milieu poreux suivante :

$$\mathbb{C}^h = \mathbb{C} + f \left(\mathbb{P} - \mathbb{C}^{-1} \right)^{-1} : \left[(1-f)\mathbb{I} + f \left(\mathbb{I} - \mathbb{P} : \mathbb{C} \right)^{-1} \right]^{-1} \quad (1)$$

où \mathbb{I} est le tenseur d'identité et \mathbb{P} est le tenseur de Hill [9] qui dépend de la forme et de l'orientation des pores et du tenseur d'élasticité de la matrice solide \mathbb{C} .

En considérant des pores cylindrique à base circulaire ($\alpha = 1$), les composantes du tenseur de Hill \mathbb{P} peuvent être calculées analytiquement pour les matériaux isotropes transverses sous la forme (voir [12]) :

$$P_{1111} = P_{2222} = \frac{3\kappa + 13\mu}{8\mu(3\kappa + 4\mu)}, P_{1212} = \frac{-3\kappa - \mu}{8\mu(3\kappa + 4\mu)}, P_{2323} = P_{1313} = \frac{1}{8\mu}, P_{3333} = 0, P_{1133} = P_{2233} = 0 \quad (2)$$

où κ et μ sont les modules de compression et de cisaillement de la matrice respectivement.

On obtient ainsi les composantes suivantes du tenseur d'élasticité homogénéisé :

$$\begin{aligned} C_{1111} &= \frac{\mu(1-f)(3\kappa + \mu)(2f+1)(3\kappa + 4\mu)}{(3\mu + f\mu + 3f\kappa)(3\kappa + \mu + 3f\kappa + 7f\mu)}, & C_{3333} &= -\frac{\mu(-3\kappa - 6f\kappa - 4\mu + 4f\mu + 9f^2\kappa)}{3\mu + f\mu + 3f\kappa} \\ C_{1122} &= \frac{\mu(1-f)(3\kappa + \mu)(3\kappa - 2\mu + 6f\mu)}{(3\mu + f\mu + 3f\kappa)(3\kappa + \mu + 3f\kappa + 7f\mu)}, & C_{1133} &= \frac{\mu(3\kappa - 3f\kappa - 2\mu + 2f\mu)}{3\mu + f\mu + 3f\kappa} \\ C_{1212} &= -\frac{\mu(-3\kappa - 6f\kappa - 4\mu + 4f\mu + 9f^2\kappa)}{3\kappa + \mu + 3f\kappa + 7f\mu}, & C_{2323} &= \frac{2\mu(1-f)}{1+f} \end{aligned} \quad (3)$$

3.2 Modèle d'endommagement élastique

Cette section est consacrée à la formulation du modèle d'endommagement de l'humérus en combinant les résultats issus de la micromécanique à l'approche thermodynamique usuellement considérée dans les formulations macroscopiques. Sa théorie s'initie avec la définition du potentiel thermodynamique ψ en fonction de la déformation macroscopique \underline{E} et le taux de porosité f considéré ici comme variable d'endommagement. Pour plus de commodité, cette variable d'endommagement scalaire sera noté d comme dans la littérature standard. On a alors :

$$\psi = \frac{1}{2} \underline{\underline{E}} : \mathbb{C}^h(d) : \underline{\underline{E}} \quad (4)$$

où $\mathbb{C}^h(d)$ est estimé à l'aide du schéma de Mori Tanaka à l'équation (1).

La première loi d'état donnant la contrainte macroscopique est obtenue par :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{E}}} = \mathbb{C}^h(d) : \underline{\underline{E}} \quad (5)$$

La seconde loi d'état fournit la force thermodynamique associée à la variable d'endommagement d par :

$$F^d = -\frac{\partial \psi}{\partial d} = -\frac{1}{2} \underline{\underline{E}} : \frac{\partial \mathbb{C}^h(d)}{\partial d} : \underline{\underline{E}} \quad (6)$$

En adoptant un critère d'endommagement sous la forme ([6]) :

$$g(F^d, d) = F^d - R(d) \leq 0 \quad (7)$$

La fonction $R(d)$ traduit la résistance à la propagation de l'endommagement et peut être exprimée pour des modèles d'endommagement isotrope par (Voir [6]) :

$$R(d) = k(1 + \eta d) = k + \xi d \quad (8)$$

où k correspond à la variable initiale du seuil d'endommagement et η représente l'érouissage d'endommagement. Elles peuvent être identifiées à partir des courbes de réponse mécanique et d'observations concernant l'état de la fissuration.

A partir de la loi de normalité $\dot{d} = \dot{\lambda} \frac{\partial g(F^d, d)}{\partial F^d}$, et la condition de consistance $\dot{g} = 0$, on retrouve l'expression suivante du multiplicateur d'endommagement λ :

$$\dot{\lambda} = \frac{1}{H} \frac{\partial F^d}{\partial \underline{\underline{E}}} : \underline{\underline{\dot{E}}} = -\frac{1}{H} \left(\frac{\partial \mathbb{C}^h(d)}{\partial d} : \underline{\underline{E}} \right) : \underline{\underline{\dot{E}}} \quad \text{avec} \quad H = -\frac{\partial g}{\partial d} = k\eta + \frac{1}{2} \underline{\underline{E}} : \frac{\partial^2 \mathbb{C}^h(d)}{\partial d^2} : \underline{\underline{E}}. \quad (9)$$

La formulation en vitesse de la loi d'endommagement s'obtient par différentiation de la première loi d'état :

$$\underline{\underline{\dot{\Sigma}}} = \dot{\mathbb{C}}^{hom}(d) : \underline{\underline{E}} + \mathbb{C}^h(d) : \underline{\underline{\dot{E}}} \quad \text{où} \quad \dot{\mathbb{C}}^{hom}(d) = \frac{\partial \mathbb{C}^h(d)}{\partial d} \dot{d} \quad (10)$$

D'où, on aboutit à la formulation tangente suivante de la loi :

$$\underline{\underline{\dot{\Sigma}}} = \mathbb{L} : \underline{\underline{\dot{E}}} \quad (11)$$

dans laquelle \mathbb{L} est l'opérateur tangent de la loi et qui est égal à :

$$\mathbb{L} = \mathbb{C}^h(d) - \frac{1}{H} \left(\frac{\partial \mathbb{C}^h(d)}{\partial d} : \underline{\underline{E}} \right) \otimes \left(\frac{\partial \mathbb{C}^h(d)}{\partial d} : \underline{\underline{E}} \right) \quad (12)$$

3.3 Effets de la vitesse de déformation

On souhaite à présent tenir compte de l'influence de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ sur la déformation à rupture de l'os cortical de l'humérus. Pour cela, nous adopterons le modèle de Johnson-Cook [10] dont l'expression est donnée par :

$$\epsilon_r^{dyn} = \epsilon_r^{sta} \left(1 + D_4 \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \quad (13)$$

où ϵ_r^{sta} est le seuil déformation à rupture en quasi-statique et ϵ_r^{dyn} celle en dynamique. D_4 un paramètre déterminé à partir des essais expérimentaux. Une fois la valeur de ce paramètre connu, nous pouvons déterminer la valeur de l'endommagement critique en dynamique par :

$$d_r^{dyn} = d_0 + (d_r^{sta} - d_0) \left(1 + D_4 \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^2 \quad (14)$$

Finalement, le modèle du comportement de l'os huméral développé est implémenté dans une UMAT dans le logiciel explicite LS-DYNA[®] [11] afin de prédire la réponse mécanique de l'humérus sous impact à faible vitesse.

4 Modélisation multi-échelle de l'impact de l'humérus

4.1 Elaboration du modèle d'éléments finis

La première étape pour l'élaboration du modèle d'éléments finis est la génération du maillage éléments finis solide-coque de l'humérus. En effet, on procède d'abord à la reconstruction de la géométrie de l'humérus à partir des images au format STL obtenus par les scans des humérus. A l'aide du logiciel CATIA[®], on construit les surfaces interne et externes de l'humérus comme indiqué sur la figure (Figure 4a). Un maillage surfacique d'éléments finis est alors généré à l'aide du logiciel HYPERMESH[®] [13]. Ensuite, un maillage 3D du volume de l'humérus est généré par extrusion en utilisant 7920 éléments.

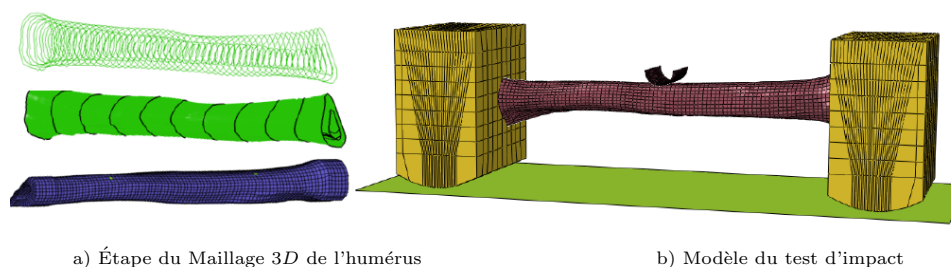


FIGURE 4 – Modèle d'élément finis du test d'impact de l'humérus

L'étape de validation consiste en l'élaboration du modèle d'éléments finis du test d'impact, en y incluant les conditions limites, les paramètres de matériau, les contacts et les chargements. Pour cela, deux coquilles rigides ont été modélisées par des éléments finis H8 avec l'hypothèse de matériau élastique. Les épiphyses de l'humérus sont connectées aux coquilles avec des éléments solide-coque [14]. Pour respecter la biofidélité du modèle, l'intérieur de la diaphyse de l'humérus est remplie par des éléments finis représentant la moelle avec des propriétés élastiques $E = 1MPa$, $\nu = 0.3$ et $\rho = 1000Kg/m^3$. Le système coquilles-humérus est positionné sur une plaque de dimensions $400 \times 150 \times 10 mm$ et de masse $10,77kg$ et qui est modélisée par les éléments rigides. L'impacteur est considéré de forme cylindrique de diamètre $20mm$ et de masse $8.6kg$. Il est modélisé en utilisant les éléments finis de coques du logiciel LS-DYNA[®] et un matériau élastique (voir Figure 4b).

4.2 Identification des paramètres de matériau

Afin d'identifier les paramètres micromécaniques du matériau, une première campagne d'essais de nanoindentation a été menée. En effet, trois éprouvettes de dimensions $8 \times 5 \times 2mm$ ont été prélevées à partir de la diaphyse de l'humérus et polies par une polisseuse automatique. Ensuite, 112 essais de nanoindentation ont été effectués sur ces éprouvettes jusqu'à une profondeur de $3000nm$ avec un indenteur équipé d'une pointe Berkovich. Les propriétés mécaniques de l'os huméral sont déterminées par ajustement de la courbe de pénétration en fonction du temps. Les résultats de ces tests fournissent un module de Young de la matrice égale à $19.2 \pm 3.1 GPa$ qui est en accord avec les valeurs existantes dans la littérature [2]. En ce qui concerne le coefficient de Poisson de la matrice, sa valeur a été fixée à 0.3 comme proposé communément pour les os longs en littérature.

Une deuxième campagne d'essais cycliques de flexion a été réalisée par incrémentation du déplacement appliqué afin d'identifier les paramètres d'endommagement du matériau. Les sollicitations ont été appliquées à une vitesse constante de $0.05mm/min$ et de manière croissante afin de pouvoir évaluer, jusqu'à rupture, le comportement des éprouvettes en fonction de l'évolution de l'endommagement. Dans cet objectif, deux éprouvettes de dimensions $58 \times 5 \times 3mm$ ont été sollicitées en flexion avec une machine H5KT de marque Hounsfield équipée d'un dispositif de flexion trois points constitué de trois poinçons semi-cylindriques de diamètre $5mm$ et de longueur $30mm$. La figure 5 représente les courbes effort/déplacement des éprouvettes sollicitées en flexion. On constate que la raideur a chuté brutalement jusqu'au cycle correspondant à un déplacement de $100\mu m$ puis plus lentement jusqu'à ce que leur raideur initiale présente une dégradation de 18.8 et 10.4% lors de la rupture. La progression de l'endommagement s'accompagne du changement de la microstructure du tissu osseux et de ses propriétés mécaniques.

Finalement, en exploitant les équations de base d'endommagement pour des structures de type barre ou poutre et en se basant sur les résultats des essais cycliques de flexion, on a pu déterminer les paramètres matériau du modèle d'endommagement et du modèle de Johnson-Cook (13). On retrouve les valeurs moyennes de l'endommagement critique en dynamique $d_r^{dyn} = 0.0676$, en statique de $d_r^{sta} = 0.2833$ et initial de $d_0 = 0.037$. En ce qui concerne la déformation à rupture, sa valeur moyenne est $\varepsilon_r^{sta} = 0.0183$ et celles des paramètres $D_4 = -0.3137$ et $\xi = 9.3$.

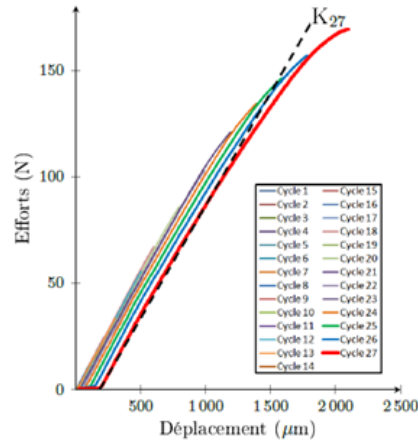


FIGURE 5 – Détermination des raideurs expérimentales lors d'essais d'endommagement

5 Validation du modèle développé

On propose, dans cette section, de comparer les résultats expérimentaux du test d'impact d'humérus avec ceux obtenus par le modèle développé. A la figure 6a, l'évolution de l'effort d'impacteur en fonction du temps sans prise en compte de l'endommagement présente un caractère oscillatoire car l'os d'humérus est supposé élastique non endommageable. On remarque en plus que l'effort maximal d'impact est correctement estimé par le modèle élastique sans endommagement. Par contre, la suite de la courbe n'a pas de sens physique, puisque dans la pratique l'humérus rompt à partir d'un certain seuil d'endommagement critique. L'introduction de l'endommagement, avec le paramètre ξ et d_r^{dyn} permet de retrouver le premier pic de la courbe élastique, ce qui permet de bien estimer l'effort maximal d'impact avec une erreur minimale de (7%) (1201N à 1.35ms pour le modèle EF contre 1299N à 1.40ms pour l'expérimental).

Cependant, dès que la valeur d'endommagement critique d_r^{dyn} est atteinte, l'élément fini est supprimé du maillage par le logiciel à $t = 2ms$ alors que la réponse expérimentale est amortie par la présence de la moelle. Néanmoins, l'enlèvement des éléments finis pour lesquels cette valeur critique d'endommagement est atteinte a permis d'obtenir une première réponse sur les faciès de rupture (Figure 6b). Les faciès de rupture prédites par le modèle d'endommagement proposé sont en accord avec les constatations de rupture physique d'humérus. Ainsi, le modèle d'endommagement proposé est limité uniquement à l'estimation des points d'amorçage de la rupture.

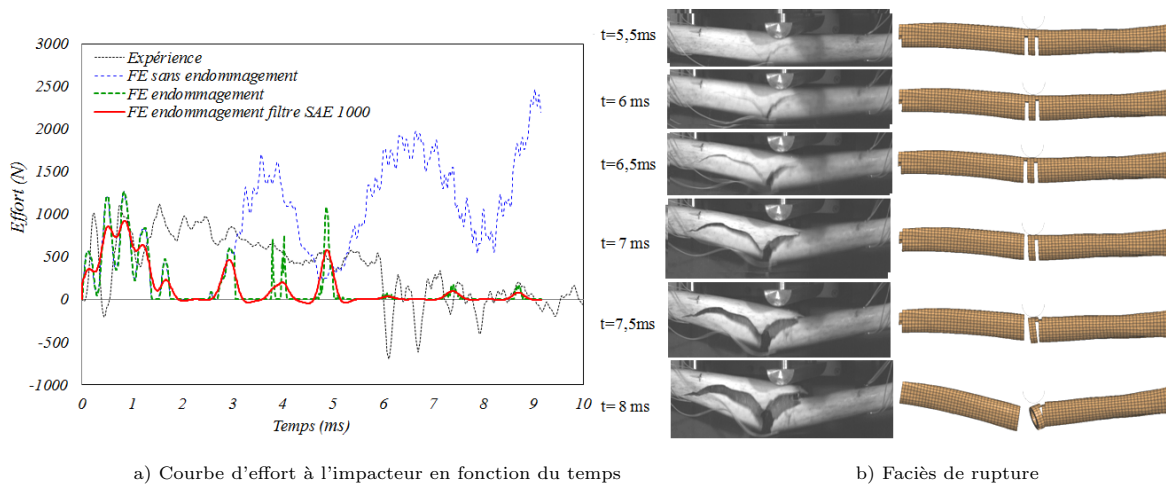


FIGURE 6 – Réponse mécanique d'un humérus sous sollicitation d'impact (expérience vs numérique)

6 Conclusion

En conclusion, ce travail avait pour objectif le développement d'un modèle capable d'estimer l'effort à l'impact de l'humérus humain sous sollicitations dynamiques. Les propriétés mécaniques de l'os huméral a été déterminées en couplant le schéma d'homogénéisation linéaire de Mori-Tanaka avec un modèle d'endommagement élastique. L'influence de la vitesse de déformation sur la déformation à rupture a été prise en compte par le modèle de Johnson-Cook. Le modèle est implémenté dans une UMAT du logiciel LS-DYNA[®]

Le modèle obtenu prédit une bonne estimation de l'effort à l'impact et appréhendent fidèlement l'essai d'un point de vue temporel. Des améliorations peuvent être proposées notamment concernant une modélisation plus physique de la moelle osseuse.

Références

- [1] Duma S, Schreiber P, McMaster J, Crandall J, Bass C, Pilkey W (1998). "Dynamic injury tolerances for long bones of the female upper extremity". *IRCOBI Conference*, Gothenburg, Sweden.
- [2] Zysset PK, Edward Guo X, Edward Hoffer C, Moore KE, Goldstein SA (1999) "Elastic modulus and hardness of cortical and trabecular bone lamellae measured by nanoindentation in the human femur". *Journal of Biomechanics*, 32(10), pp.1005–1012.
- [3] Rahmoun J, Auperrin A, Delille R, Naceur H, Drazetic P (2014) "Characterization and micromechanical modeling of the human cranial bone elastic properties". *Mechanics Research Communications*, 60, pp.7–14.
- [4] Naceur H, Rahmoun J, Halgrin J, Chabrand P (2015) "Multiscale finite element modelling of ductile damage behaviour of the human femur under dynamic loading". *International Journal of Damage Mechanics*, 24(3), pp.418–445.
- [5] Mori T, Tanaka K (1973) "Averages stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta Metallia*, 21, pp.571-574.
- [6] Marigo J-J (1985), "Modeling of brittle and fatigue damage for elastic material by growth of microvoids". *Engineering Fracture Mechanics*, 21(4), pp.861–74.
- [7] Duprey S, Bruyere K, Verriest JP (2007) "Experimental and simulated flexion tests of humerus". *International Journal of Crashworthiness*, 12(2), pp.153–158.
- [8] Eshelby JD (1957) "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems". *Proceedings of the Royal Society Series A*, 252, pp.561–569.
- [9] Hill R (1965) "A self-consistent mechanics of composite materials". *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 13, pp.213–222.
- [10] Johnson G. and Cook W. (1985) "Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperature and pressures". *EFM*, 21, pp.31–48.
- [11] LSTC (2017) "LS-DYNA Keyword User's Manual Volume I", *Copyright Livermore Software Technology Corporation (LSTC)*, 2924 pages, PO Box 712, Livermore, California 94551-0712, United States.
- [12] Laws N, McLaughlin R (1979) "The effect of fiber length on the overall moduli of composite materials". *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 27, pp.1–13.
- [13] Altair Engineering (2017) "Hypermesh 2017 Reference Guide", *Copyright 1986-2016 Altair Engineering Inc*, 4968 pages, 1820 East Big Beaver Road. Troy, MI 48083, United States.
- [14] Naceur H, Shiri S, Coutellier D, Batoz JL (2103) "On the modeling and design of composite multilayered structures using solid-shell finite element model", *Finite Elements in Analysis and Design*, 70, pp.1–14.

Etude de L'endommagement des éprouvettes en Acrylonitrile Butadiène Styène (ABS), soumises à un Essai de traction

F.SABAH¹, A. En-naji², A.WAHID¹, and M. El Ghorba²; H.CHAKIR¹

1 Faculté des sciences Ben M'sick, Laboratoire de la matière condensée, Casablanca Maroc,

E-Mail : sabah.fatima15@gmail.com

2 ENSEM, Laboratoire de Contrôle et Caractérisation Mécanique des Matériaux et des structures, Casablanca, Maroc

E-Mail: abdenaji14@gmail.com

Résumé :

Les matières plastiques jouent un rôle important dans notre vie quotidienne en raison de leur facilité d'installation et de leurs coûts de production relativement faibles. A l'heure actuelle les polymères sont ubiquistes dans toutes les facettes de notre vie, d'où l'on soutire la nécessité imminente de déceler le comportement mécanique de ces dits polymères. Cette recherche présente de nouveaux développements dans le domaine de la mécanique de la rupture.

Cependant, ces structures en polymère doivent être conçues et dimensionnées de façon à supporter les contraintes mécaniques auxquelles elles sont exposées en service. Pour mieux prédire leur durée de vie, il est donc important de bien connaître le comportement mécanique des polymères, ainsi que leur mode d'endommagement, en fonction du type de chargement qu'ils subissent et du défaut engendré. La fiabilité de ces structures est également une notion importante à prendre en compte dans l'estimation de leur durée de vie. Pour ce fait, nous avons visé comme objectif la caractérisation mécanique d'un polymère de type acrylonitrile Butadiène Styène (ABS) sous chargement de traction uniaxial en se focalisant sur l'influence de l'endommagement sur le comportement des structures en ABS étudiées.

Ainsi, nous avons étudié le comportement de fiabilité mécanique de l'ABS endommagé artificiellement, nous avons constaté un comportement critique du dommage statique, dans le but de prédire la durée de vie résiduelle.

Mots clefs : Acrylonitrile butadiène styène ABS, Déformations, Traction uniaxial, Endommagement, Polymère, Fiabilité, Durée de vie.

1. Introduction

Les polymères amorphes nécessitent un grand intérêt grâce à leurs importantes applications industrielles. Cette importance est concrétisée par de nombreux travaux concernant leurs réponses mécaniques [1].

Cependant, si l'on s'attache à leurs seules propriétés mécaniques, leur comportement est complexe et constitue un obstacle majeur, tant les utilisateurs potentiels rencontrent des difficultés à en tenir compte lors des étapes de dimensionnement et d'optimisation. Cette difficulté est liée à la structure particulière des polymères amorphes [2]. La nature désordonnée de chaînes macromoléculaires rend délicate la compréhension des mécanismes de déformations et d'endommagements à l'échelle microscopique.

Néanmoins, les plasturgistes doivent apporter des réponses quant à la durabilité de leurs produits pour certaines conditions de sollicitations.

L'Acrylonitrile Butadiène Styène (ABS) a connu un développement industriel important, en raison de l'ensemble de ces propriétés : bonne tenue à la chaleur, résistance au choc élevée et rigidité, sa stabilité dimensionnelle et son aptitude à la décoration [3]. La combinaison des trois monomères qui le constitue de nature chimique et de propriétés physiques différentes, permet d'avoir un matériau d'intérêt avec des bonnes performances [2].

C'est le matériau privilégié pour le prototypage rapide, il s'agit des pièces moulées pour fabriquer les appareils électroménagers, les jouets, les pièces automobiles et le matériel informatiques.

Le prototypage rapide intègre trois notions essentielles : le temps, le coût et la complexité des formes [4].

Cependant notre travail consiste à étudier le comportement mécanique de l'ABS soumis à un chargement uni-axial. Nous avons tenu en compte l'endommagement, tout en créant une entaille dans des éprouvettes percées qui en découpe en deux pour avoir des éprouvettes avec des demi-trous superficiels des rayons allant de 1mm jusqu'à 9mm.

2. Expérimentation

Dans ce travail, on s'attachera à décrire le polymère étudié, la morphologie des éprouvettes ainsi que la technique expérimentale permettant la mesure des contraintes-déformations au cours de la sollicitation mécanique.

2.1. Matériau étudié

Le polymère utilisé dans ce travail est l'Acrylonitrile Butadiène Styène (ABS), est un polymère amorphe fabriqué par émulsion ou polymérisation en masse d'acrylonitrile et de styrène en présence de polybutadiène.

L'ABS est généralement défini par trois propriétés principales : la résistance aux chocs, la dureté et la résistance thermique.

2.2 Méthode opératoire

L'expérimentation consiste à soumettre des éprouvettes en ABS percées avec des trous des différents qui en découpe par la suite en deux pour avoir des éprouvettes avec des demi-trous superficiels des rayons allant de 1mm jusqu'à 9mm.

2.3. Dispositif expérimental

Les essais statiques de l'ABS sont réalisés sur une machine de traction universelle, de type «Zwick Roell», ayant une capacité maximale de chargement de 2,5 KN (figure 1).



Figure 2 : la machine de traction «Zwick Roell»

3. Résultats et Discussion

3.1. Effet des défauts sur le comportement mécanique en traction de l'ABS

La courbe contrainte appliquée en fonction de la déformation des essais de traction des différentes éprouvettes étudiées sont illustrées dans la figure qui se présente au-dessous :

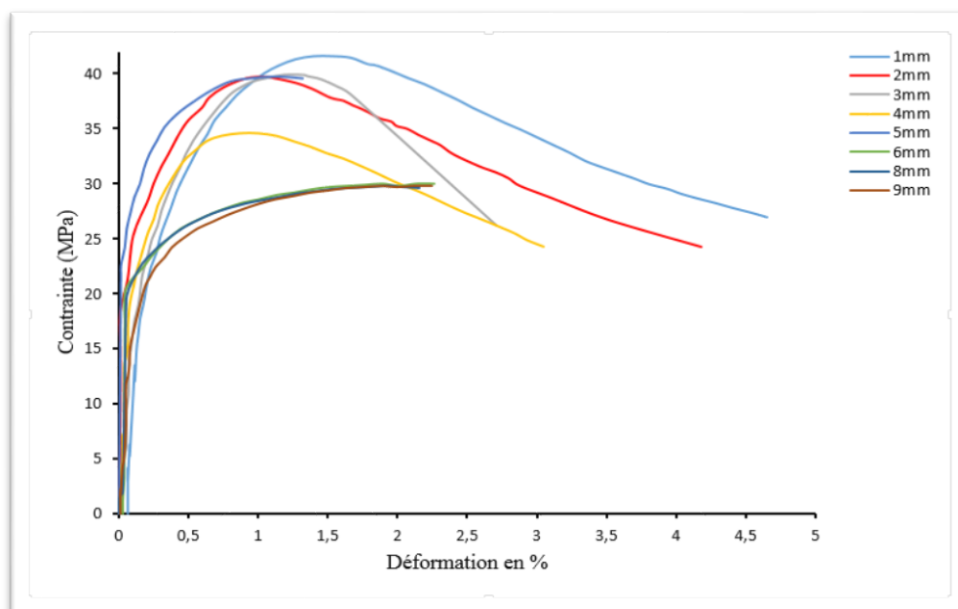


Figure 2 : Courbe de traction Contrainte-Déformation des éprouvettes entaillées

On remarque que les caractéristiques mécaniques du matériau chutent remarquablement avec l'évolution de la taille du défaut (Figure 2). Ces caractéristiques comprennent la limite élastique, la contrainte ultime, l'allongement...etc.

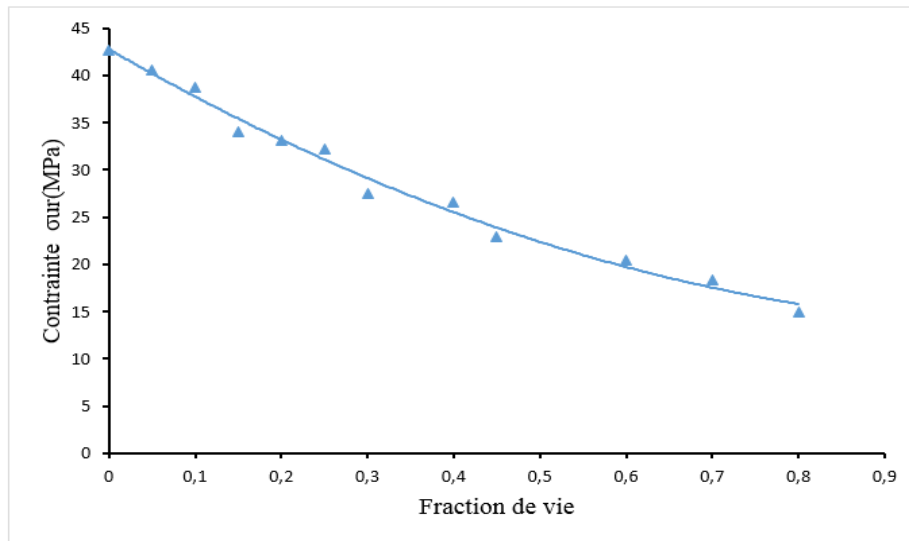


Figure 3 : évolution de la contrainte ultime en fonction de fraction de vie

A partir de la courbe (Figure 3) ; on note bien une dégradation remarquable de la contrainte ultime résiduelle σ_{ur} avec l'évolution de la taille du défaut ici représentée par la fraction de vie.

$$\beta = \frac{\text{taille du défaut}}{\text{largeur de l'éprouvette}} \quad (1)$$

On en déduit que le comportement du matériau est impacté par la présence de défaut ce qui se traduit par la dégradation de ces propriétés mécaniques et par conséquent le matériau tend à devenir plus fragile ce qui conduit à une rupture de plus en plus brutale.

3.2. Evaluation de l'endommagement

La connaissance du comportement mécanique des composants est indispensable pour prédire leurs durée de vie dans l'optique d'éviter toute rupture fatale en service.

Dans cette partie on se base sur l'analyse de la fiabilité des structures endommagées artificiellement.

Ainsi pour comprendre le mécanisme d'endommagement de ces structures par fissuration une étude basée sur l'évaluation du niveau d'endommagement par un calcul du dommage.

3.3. Calcul de la contrainte juste avant rupture

Pour pouvoir tracer la courbe du dommage statique il faut tout d'abord déterminer la contrainte juste avant rupture.

Pour déterminer la contrainte juste avant la rupture σ_a il faut tracer tout d'abord la courbe de la contrainte adimensionnelle en fonction de la fraction de vie β .

On a :

$$f(\beta) = \frac{\sigma_{ur}}{\sigma_u}$$

Pour

$\beta=1$

$$\frac{\sigma_{ur}}{\sigma_u} = \frac{\sigma_a}{\sigma_u}$$

La courbe représentant la contrainte adimensionnelle en fonction de la fraction de vie est donnée par la figure ci-dessous :

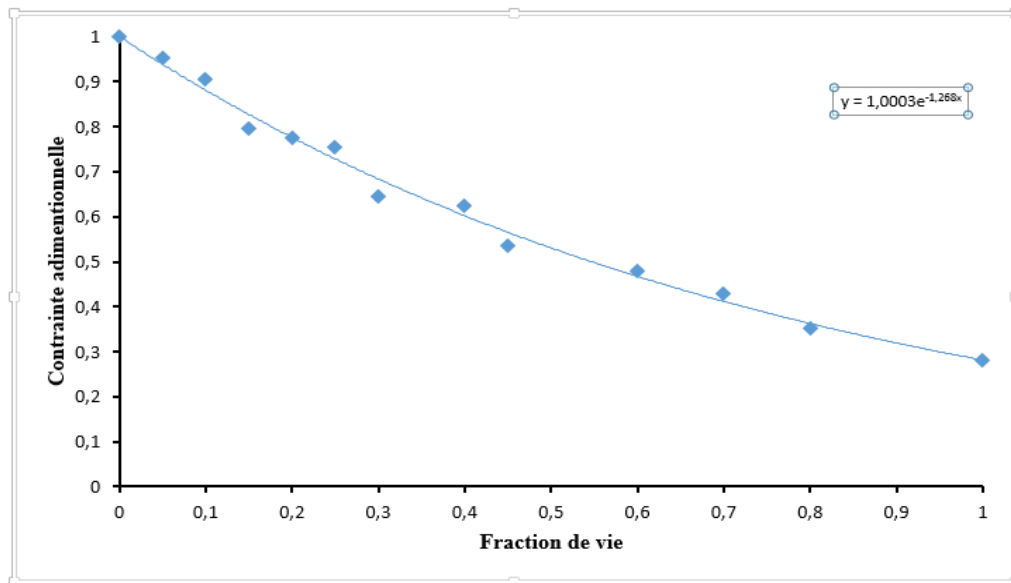


Figure 4 : courbe de la contrainte adimensionnelle en fonction de la fraction de vie

3.4. Calcul du dommage statique par la méthode des contraintes résiduelles

Pour évaluer le degré de dégradation des structures étudiées il faut mesurer le niveau d'endommagement. Ce dernier est directement lié aux propriétés physiques d'où l'importance d'adopter un modèle du dommage fonction de l'état de contrainte de la structure étudiée qui est liée à la fraction de vie β . Et par conséquent le choix du modèle du dommage statique dont l'expression est la suivante [6] :

$$D_s = \frac{1 - \frac{\sigma_{ur}}{\sigma_u}}{1 - \frac{\sigma_a}{\sigma_u}} \quad (2)$$

Et la fraction de vie β est définie comme suit :

$$\beta = \frac{a}{w}$$

Avec :

- ✚ **a** : la taille du défaut, pour ce cas du défaut c'est le rayon du trou ;
- ✚ **w** : la largeur de l'éprouvette ;
- ✚ **σ_{ur}** : la contrainte ultime résiduelle ;
- ✚ **σ_u** : la contrainte ultime du matériau vierge ;
- ✚ **σ_a** : la contrainte juste avant la rupture.

Au cours de l'essai, La variation du dommage en fonction de fraction de vie est illustrée par la courbe dans la figure 5 :

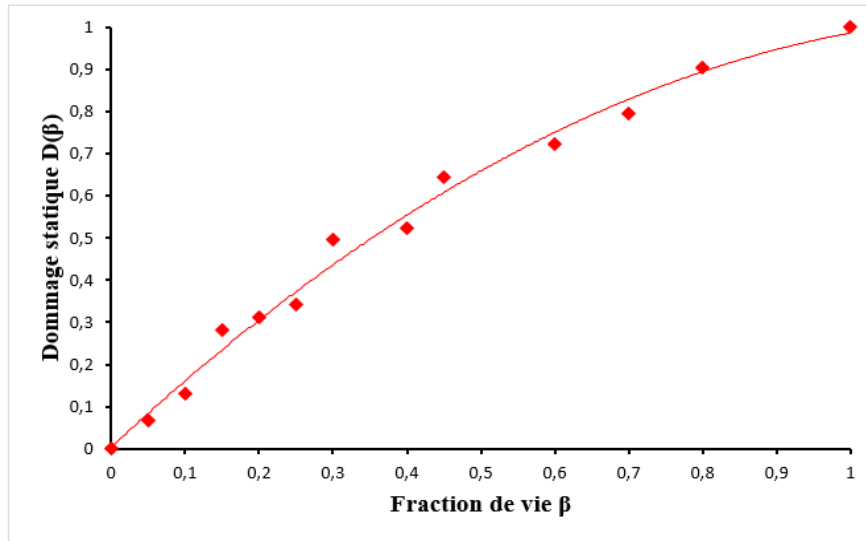


Figure 5 : courbe de dommage statique en fonction de la fraction de vie

L'accroissement du dommage signifie l'augmentation de la perte en résistance en traction statique des échantillons, cette perte évolue lorsque l'allongement devient plus important. Il s'agit d'un endommagement fragile avec des déformations irréversibles qui réduit la résistance ultime du matériau.

3.5. Relation Dommage-Fiabilité

Le dommage d'une structure est présenté par l'estimation de sa probabilité de défaillance [4], par contre, la fiabilité se caractérise par les performances limites d'un structure à assurer son bon fonctionnement, la complémentarité de ces deux notions probabilistes se traduit par la relation suivantes :

$$R(\beta) + D(\beta) = 1 \tag{3}$$

L'équation obtenue nous permet de tracer la courbe de variation de la fiabilité avec celle de dommage:

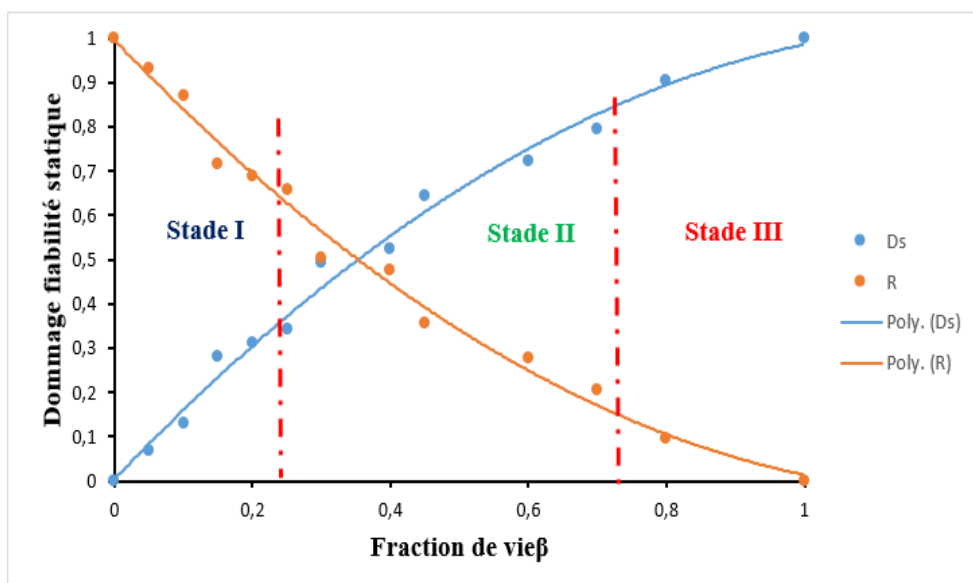


Figure 6 : Courbes dommage statique-Fiabilité en fonction de la fraction de vie

La courbe dans la figure 6 représente au début un comportement linéaire qui illustre un changement brutal (croissance-décroissance) des deux allures du dommage et de fiabilité (stade I), dans le stade II, on a une zone de stabilisation des deux allures dans laquelle se situe l'intersection fiabilité-endommagement.

En fin on trouve le stade III qui est la zone de la rupture incontrôlable dans laquelle on ne peut pas contrôler le défaut.

4. Conclusion

Ce travail est basé sur des essais expérimentaux pour faire une étude du comportement mécanique de l'ABS. Dans un premier temps, nous avons préparé des éprouvettes normalisées rectangulaires percés, après on découpe l'éprouvette en deux pour obtenir des éprouvettes avec des demis trous allant de 1mm jusqu'à 9mm, pour faire des essais de traction.

Dans les essais d'endommagement, l'influence du défaut a été évaluée, et démontrée par des résultats expérimentaux normalisés en fonction de la contrainte ultime résiduelle.

Cette dernière diminue graduellement au fur et à mesure de rayon d'entaille, jusqu'à la rupture de l'éprouvette endommagée.

Une étude de dommage et de fiabilité a été réalisée basée sur un essai statique de traction qui a permis d'estimer le dommage artificiel d'une éprouvette entaillé.

L'établissement de la relation Dommage-Fiabilité permet d'identifier les trois stades de rupture, et de prévoir l'instant du dommage critique et donc s'orienter vers la maintenance prédictive.

5. Bibliographie

- [1] H. Farid, K.Elhad, M.Elghorba, F.Erchiqi and M.Chergui "Damageable Thermal Behavior of Thermoplastic Flat Plate under Uniaxial Stress", British Journal of Mathematics and Computer Science Vol 3, P 527-538, 2013.
- [2] B.Ni, J.Li et V.Berry,"Plastic Zone in front of a mode I crack in Acrylonitrile Butadiene Styrene polymer", Polymer, Vol.31, P.2766- 2770, 1992.
- [3] S. Ramaswamy ET A. Lesser, "Microscopic damage and macroscopic yield in Acrylonitrile Butadiene Styrene (ABS) resins teste under multi-axial stress states" Polymer, vol 43, p.3743-3752, 2002.
- [4] I.Makadir, M.Barakat, M.Elghorba, H.Farid "Study Of Damage To ABS Specimens Submitted To Uniaxial Loading", The International Journal Of Engineering And Science (IJES), Volume 4, Issue 1, January-2015,PARES,05-08.
- [5] "ASTM D5766/D5766M-11 Standard Test Method For Open-Hole Tensile Strength of polymer Matrix Composite Laminates".
- [6] D5766/D5766M- 11 Standard Test Method for open hole tensile strength of polymer Matrix composite laminate.



Evaluation Numérique et validation analytique du Facteur d'Intensité de Contraintes et de coefficient de concentration du contrainte par la méthode EF et XFEM d'une Eprouvette de Tension compacte (CT) en Acier P265GH dans le domaine élastique.

H. SALMI^a, A. HACHIM^{ab}, K. Al Had^{ab}

- a. Laboratoire de Contrôle et Caractérisation Mécanique des Matériaux et des structures, B.P 8118, Oasis-Route El Jadida ENSEM / Casablanca, Maroc. houda.salmi111@gmail.com.
- b. Institut Supérieur d'Etudes Maritimes, Km 7 Route d'El Jadida Casablanca Maroc, Casablanca, Maroc.

Résumé

Dans la mécanique de la rupture, la résolution analytique des équations reste limitée à des problèmes simples alors que dans la réalité il ya des mécanismes complexes d'où le recours aux méthodes type élément finis (MEF), mais la présence de certaine singularité dégrade fortement sa convergence, pour y remédier, la méthode des éléments finis étendu (XFEM) est introduite. Dans cette méthode la base éléments finis est enrichie par des fonctions qui décrivent finement la pointe de fissure. L'objet de ce travail est de calculer avec le code CASTEM, le Facteur d'Intensité de Contraintes par la méthode G-Thêta en MEF et XFEM et comparer avec l'analytique ensuite nous avons déterminé l'évolution de la contrainte Von-mises et le coefficient de concentration de contraintes selon l'axe de l'éprouvette.

Mots clefs : Rupture, Fissure, Eléments finis, Eléments finis étendu, Contrainte, Facteur d'Intensité du Contraintes, coefficients de concentration de contrainte, la contrainte de Von-mises, G-Théta.

1. Introduction

La majorité des ruptures dans les équipements sous pression sont dues à des concentrations de contraintes au voisinage d'un défaut. La prévention des ruptures est donc une nécessité réalisée par analyse de la nocivité des défauts constatés. Comme les pièces industrielles sont complexe du point de vue géométrie et chargement, la recherche scientifique utilise le couplage entre mécanique de rupture et méthode élément finis (MEF) qui sert d'une part à intégrer au code de calcul par éléments finis utilisé, des descriptions précises des phénomènes mis en jeu tels que les lois de comportement et les critères de rupture et d'autre part, à décrire la complexité des structures bien supérieures aux descriptions utilisées dans les modèles analytiques disponibles [1]. Cependant la MEF souffre de plusieurs défauts ; Son taux de convergence n'est pas optimal. De plus, en cas de propagation de la fissure, le domaine doit être remaillé. Une nouvelle méthode d'éléments finis, introduite en 1999 et baptisée XFEM permet de s'affranchir de ces inconvénients. Dans cette méthode, la base éléments finis est enrichie par des fonctions de forme capable de représenter finement la pointe de la fissure. On peut citer les travaux de A. HACHIM [1] portant sur l'étude numérique d'une éprouvette bi-entaillée en Acier S355, il a étudié le comportement du matériau en présence du défaut. Puis les Travaux de M. Jérémie LASRY, il a calculé numériquement les plaques fissurées en flexion avec la méthode des éléments finis étendue (XFEM) [2].

L'objet de ce travail est de calculer avec le code CASTEM, le Facteur d'Intensité de Contraintes au fond d'entaille de l'éprouvette CT en Acier P265GH par la méthode G-Théta en MEF et XFEM et le comparer avec l'analytique ensuite déterminer la longueur critique de la fissure conduisant à la rupture et calculer l'évolution de la contrainte de Von-mises (σ) du coefficients de concentration de contrainte selon l'axe De l'éprouvette.

2. Résultats Numériques

1. Modélisation Numérique avec La Méthode des éléments finis (MEF)

La méthode MEF consiste à découper le domaine spatial en petits éléments (mailles), et à rechercher une formulation simplifiée du problème sur chaque élément ; La MEF modélise le comportement du solide fissuré en tenant compte des charges appliquées et des déplacements imposés pour obtenir une estimation des déplacements, déformations et contraintes en tout point de ce solide ; La simulation numérique est réalisée à l'aide de **Cast3M 2016** ; un code de calcul pour l'analyse de structures par la méthode des éléments finis (E.F) est utilisé pour analyser l'éprouvette CT en P265GH.

La valeur de facteur d'intensité de la contrainte critique pour l'Acier P256GH est $K_c = 96 \text{ Mpa}\sqrt{\text{m}}$ [3]. La figure suivante présente les principales caractéristiques mécaniques ainsi que les dimensions de l'éprouvette CT en Acier P265GH sur lesquelles nous avons mené notre étude numérique en élastique (figure 1a et 1b).

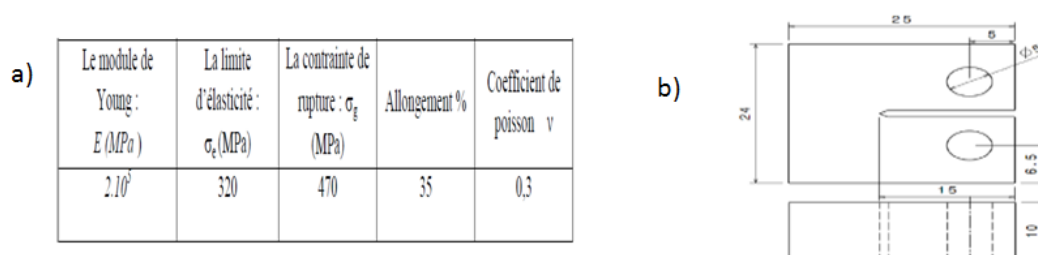


Figure1. a) Les principales caractéristiques mécaniques de l'acier P265GH [3].

b) Dimensions de l'éprouvette à l'étude (mm)

On modélise le comportement en traction de l'éprouvette CT simplement entaillée en **3 dimensions**. Ce problème possède un plan de symétrie donc seule la moitié est modélisée. Le modèle comporte **1108 éléments de type quadratique à 4 nœuds de taille 0.15**. Afin d'améliorer la représentation des champs singulière, une attention particulière est accordée au maillage du fond de fissure et dans

son voisinage. Pour ce faire, on utilise un maillage très fin avec des éléments de Barsoum [4] en déplaçant au quart le nœud-milieu de l'élément quadratique formant le fond de fissure comme indiqué dans la figure 2b. Aussi pour un maillage fin Au niveau du fond de la fissure, notre modèle comporte 8 tranches (Nt=16), ce paramètre n'influence pas trop les résultats nous avons pris le rayon du cercle coiffant la pointe de fissure Rc=0.2mm .le modèle contient aussi Nc =5 cercles concentriques Le paramètre Nc a beaucoup d'influence sur les résultats. De ce fait, le choix de Nc est rigoureux afin de s'approcher à des résultats plus précis. L'angle de la fissure $\alpha/2$ est de 60°, plus $\alpha/2$ augmente la contrainte au fond de la fissure augmente (figure 2c).

Les déplacements des mailles de la ligne rouge de la figure 2a sont bloqués. Afin d'éviter toute flexion ou torsion parasite et de s'assurer que l'effort de traction est parfaitement dans l'axe, le chargement est appliqué sur l'éprouvette par l'intermédiaire d'une goupille sous forme d'un triangle rigide indiqué par la flèche rouge de la figure 2a. Les détails du maillage sont illustrés dans les figures 2a et 2c en 2d.

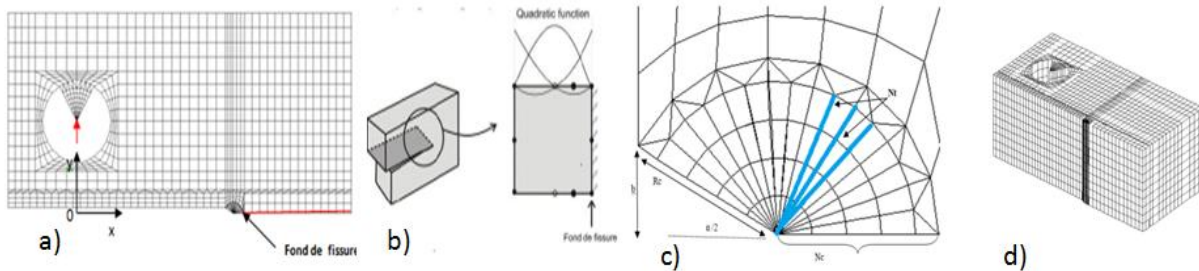


Figure 2 : a)Maillage de la moitié de l'éprouvette CT. b) : Élément de Barsoum en fond de fissure [4] .c) : Principaux paramètres du maillage au niveau de la fissure (2D). d) Modélisation de l'éprouvette CT en 3D

2. Modélisation Numérique avec La Méthode des éléments finis Etendu (XFEM)

Dans la méthode XFEM ; la fissure est localisée par LEVELSET normal $n = \text{lsn}(x) = \varphi$ une fonction qui donne la distance d'un point x à la surface de la fissure et LEVELSET tangentielle $t = \text{lst}(x) = \Psi$ une fonction qui donne la distance tangentielle d'un point x au fond de la fissure (figure 3a ,3b,3c), La base éléments finis est enrichie (figure 3d) par une fonction Heavysid qui décrit la discontinuité (équation 2, la zone enrichie en cercle bleu figure 3d) et une fonction singulière F_j qui modélise la pointe de la fissure (équation 3, zone enrichie en carré rouge figure 3d) tel que le déplacement est sous forme (équation 1) :

$$U(x) = \sum_{i \in N} N_i(x) u_i + \sum_{i \in N_d} N_i(x) H(x) a_i + \sum_{i \in N_p} (N_i(x) (\sum_{j=1}^4 F_j(x) b_i^j)) \quad (1)$$

$$H = \begin{cases} 1, & \varphi < 0 \\ -1, & \varphi > 0 \end{cases} \quad (\varphi \text{ LEVELSET normal}) \quad (2)$$

$$\{F_j(x)\} = \{\sqrt{r} \sin(\theta/2), \sqrt{r} \cos(\theta/2), \sqrt{r} \sin(\theta/2) \sin(\theta), \sqrt{r} \cos(\theta/2) \sin(\theta)\} \quad (3)$$

Avec (r, θ) sont les coordonnées polaires dans les axes locaux en fond de fissure.

N est l'ensemble des nœuds du maillage ; u_i est le degré de liberté classique au nœud i ; $N_i(x)$ sont les fonctions de forme éléments finis classique associée au nœud i ;

$N_d \subset N$ est l'ensemble des nœuds enrichis par la discontinuité et les coefficients a_i sont les degrés de liberté correspondants. Ces nœuds sont entourés d'un cercle sur la figure 3d;

$N_p \subset N$ est l'ensemble des nœuds à enrichir pour modéliser le fond de fissure et les coefficients b_i sont les degrés de liberté correspondants. Ces nœuds sont entourés d'un carré sur la figure 3d.

Considérons une éprouvette CT en Acier P265 GH en domaine élastique isotrope, sollicitée en mode I par la contrainte ($\Delta\sigma = 184 \text{ Mpa}$), la taille de maille en pointe de fissure est de 0.15. Le maillage est constitué d'éléments enrichis X-FEM (XC8R) au niveau et voisinage de la fissure (orange figure 3d) et d'éléments finis standards CUB8 pour le reste du maillage, les conditions au limites sont similaire à l'étude menée avec la MEF dans la partie 2.1.

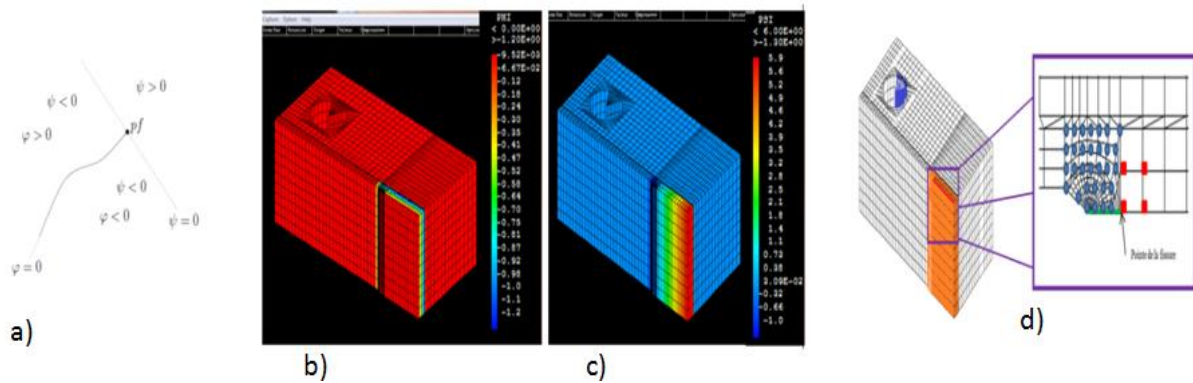


Figure3 : a)Représentation d'une fissure avec les deux fonctions de niveau (LEVELSETS).b) Modélisation Isn sur l'éprouvette CT en 3D. c) Modélisation Lst sur l'éprouvette CT en 3D. d) Zoom sur la zone d'enrichissement au voisinage de la fissure, le trait vert représente la fissure initiale

3. Facteur d Intensités de contrainte et de concentration de contrainte

1. Evolution du Facteur d'intensité de contrainte selon la longueur de la fissure en 3D.

Le facteur d'intensité de contrainte (K) est un paramètre qui définit les champs de contrainte et de déformation au fond de fissure. Pour la méthode Analytique nous utilisons l'équation 4 [5].

$$K_{ref} = \frac{F}{t\sqrt{w}} \left[29,6 \left(\frac{a}{w}\right)^{1/2} - 185,5 \left(\frac{a}{w}\right)^{3/2} + 655,7 \left(\frac{a}{w}\right)^{5/2} - 1017 \left(\frac{a}{w}\right)^{7/2} + 638,9 \left(\frac{a}{w}\right)^{9/2} \right] \quad (4)$$

Avec a = longueur de la fissure ; K_{ref} = facteur d'intensité de contraintes en mode I ; F = force appliquée ; t = épaisseur de l'éprouvette ; w = largeur de l'éprouvette.

Les courbes de la figure 4a et 4b montrent l'évolution du facteur d'intensité de contrainte numérique calculé par G-Thêta en MEF et XFEM et analytique. Cette courbe nous permet de déterminer la valeur de la longueur critique de la fissure au delà de laquelle il y aura rupture :

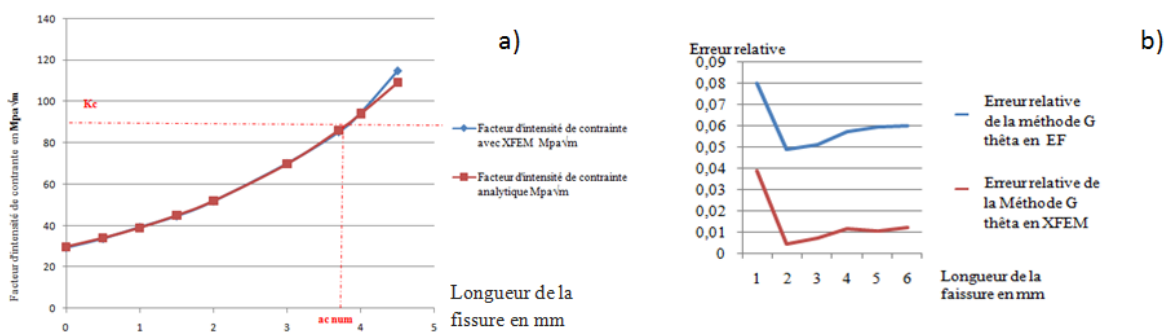


Figure 4: a) l'évolution du facteur d'intensité de contrainte numérique et analytique pour la contrainte appliquée : $\sigma = 148$ MPa. b) Comparaison d'erreur relative de FIC donné par les deux méthodes numériques EF et XFEM par rapport à la méthode analytique.

L'analyse des courbes de la figure 4a montre qu'il y a une augmentation significative du facteur d'intensité de contrainte en fonction de la longueur de la fissure ; Ce résultat est dû au fait que la valeur du FIC est liée principalement aux champs de contraintes, la longueur de la fissure et la géométrie de l'éprouvette en effet l'augmentation de la longueur de la fissure agit comme amplificateur des contraintes d'où l'augmentation de la valeur de FIC ; Nous relevons aussi de la figure 4a la valeur de $a_c = 3.6$ mm au delà duquel il y aura rupture de l'éprouvette, issue de l'intersection de la droite correspondante au facteur d'intensité critique K_c

et la courbe d'évolution de FIC. Nous constatons ensuite que la variation du facteur d'intensité de contrainte numérique est comparable à celle de l'analytique tel que les valeurs trouvées par la méthode XFEM sont plus précises (erreur relative entre 1 et 4%) par rapport à la méthode G- θ de EF (erreur relative entre 5 et 8% calculé selon la relation 5) (Figure 4b).

$$E = (K_{ref} - K_{num}) / K_{ref} \quad (5)$$

2. Evolution de la contrainte de Von-mises selon l'axe horizontal de l'éprouvette en 3 D

Au niveau des défauts, la distribution des contraintes est relativement complexe, Les méthodes numériques type éléments finis fournissent une solution robuste à ce problème, donc par le code CASTEM Nous avons tracé l'évolution de la contrainte de contrainte Von-mises (σ) selon l'axe de l'éprouvette modélisée CT en 3D (figure5).

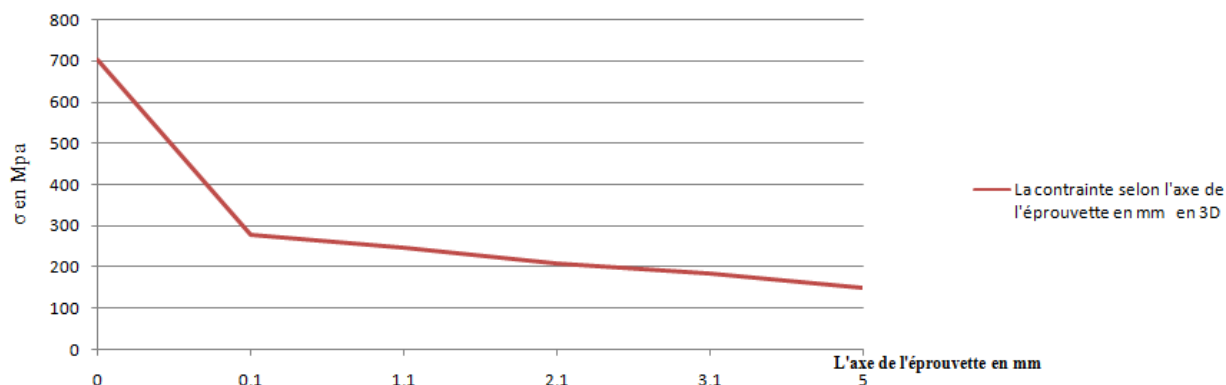


Figure5 : Evolution de la contrainte numérique selon l'axe horizontal de l'éprouvette pour la contrainte appliquée ($\sigma = 148$ MPa) en 3 D

L'étude numérique révèle que la contrainte maximale σ_{max} est localisée au voisinage du fond d'entaille, par conséquent, lorsqu'au niveau de la racine de l'entaille, cette contrainte maximale dépasse celle de la résistance du matériau (470 MPa), nous assistons à une rupture locale des liaisons et une propagation de la fissure. Cette contrainte a ensuite une évolution parabolique sur l'intervalle 0 à 0.1 mm pour se stabiliser à la valeur de la contrainte nominale $\sigma_{nom} = 148$ Mpa. La valeur maximale est due à la zone plastique localisée. La concentration de contrainte au voisinage de l'entaille entraîne une déformation plastique dans cette zone, alors que les zones éloignées de l'entaille ne subissent qu'une déformation purement élastique

3. L'évolution du coefficient de concentration de contrainte numérique selon la l'axe de l'éprouvette en 3D.

Peterson [6] a défini le coefficient de concentration de contrainte K_t numérique par l'équation 6 où σ_{max} est la contrainte réelle à fond d'entaille et σ_{nom} est la contrainte nominale observée en l'absence d'entaille Alors que [7] a défini le facteur de concentration de contrainte K_t analytique par l'équation 5 :

$$K_{tanl} = 1 + 2 \sqrt{\left(\frac{a}{r}\right)} \quad (5)$$

$$K_{tnum} = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (6)$$

Avec a : Profondeur de l'entaille $a=0.7$ mm; r : Rayon de l'entaille 0.3 mm.

La valeur de K_t analytique $K_{tanl}=4.05$.

Afin de quantifier l'importance de l'augmentation locale de contrainte nous avons calculé les valeurs du coefficient de concentration de contrainte numérique K_{tnum} de l'éprouvette CT en 3D selon l'axe pour la contrainte : $\sigma = 148$ MPa (figure7).

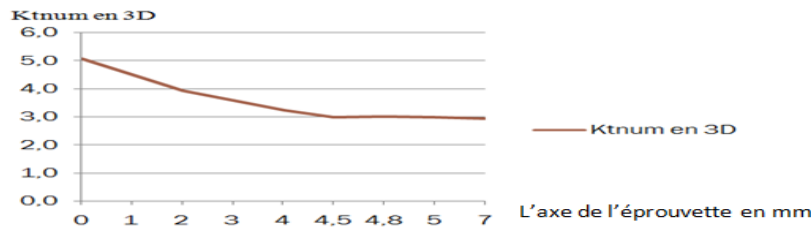


Figure7 : Evolution du coefficient de concentration de contrainte numérique selon l'axe.

Nous constatons une chute de la valeur du coefficient de concentration de contrainte K_t selon l'axe horizontal de l'éprouvette, puis une stabilisation à partir de 4mm. La valeur obtenue pour K_t au fond de l'entaille est maximale et vaut 5. Cette valeur concorde avec celle trouvée analytiquement. Le coefficient de concentration de contrainte loin de l'entaille tend vers une valeur limite égale à 1

4. Conclusion

Dans la **partie élastique** nous avons calculé le facteur d'intensité de contrainte au fond de la fissure de l'éprouve CT sollicitée en Mode I par la contrainte ($\sigma=148\text{MPa}$) en fonction de la longueur de la fissure en utilisant la méthode numérique G-Thêta dans la modélisation en EF et XFE. La variation du facteur d'intensité de contrainte numérique est comparable à celle de l'analytique d'une erreur relative inférieure respectivement à 8% avec la MEF et à 4% avec la méthode XFEM ; ce qui valide notre étude numérique, de plus l'élément fini enrichi XC8R et le raffinement construit au niveau de la fissure sont adoptés. Nous avons constaté aussi que la méthode XFEM est plus précise par rapport à la MEF d'une erreur inférieure à 4%. Ces résultats sont logiquement acceptables et sont dus à l'enrichissement des éléments finis au niveau et en point de la fissure successivement avec des fonctions d'enrichissement H et F_j . En effet, la valeur du Facteur d'intensité de contrainte est liée principalement aux champs de contraintes, la longueur de la fissure et la géométrie de l'éprouvette CT. Dans notre cas où le maillage est conforme à la fissure (la fissure coïncide avec les interfaces des mailles) c'est la précision du champ de contrainte qui influence la qualité de résultat du FIC, selon Guidault[8] les valeurs du FIC sont presque identiques soit avec l'utilisation des enrichissements H sur la discontinuité soit avec modélisation classique en MEF dans ce cas XFEM et MEF sont identiques et ils ont la même qualité de précision, sauf que XFEM dépasse la MEF par le terme d'enrichissement asymptotique F_j en point de la fissure tel que F_j améliore la description locale du champ de contrainte. Après la validation et la vérification de la précision de la méthode XFEM, nous avons déterminé de la courbe d'évolution de FIC en fonction de la longueur de la fissure la longueur critique de la fissure et nous avons aussi calculé le coefficient de concentration de contraintes K_t .

5. Bibliographie

[1]A. Hachim, Etude numérique et validation expérimentale des mécanismes d'endommagement et de fissuration de l'acier S355 : application aux équipements sous pression, Mémoire de thèse doctorat, Faculté des Sciences-Aïn Chock,Casablanca, 27/04/2013 ;p16.

[2] Jérémie LASRY, Calculs de plaques fissurées en flexion avec la méthode des éléments finis étendue (XFEM), Mémoire de thèse doctorat, Institut de Mathématique de Toulouse, équipe MIP dans le cadre de l'École Doctorale Mathématiques Informatique et Télécommunications de Toulouse,20/03/2010,p 3.

- [3] LAHLOU Mohammed , Etude numérique et expérimentale des mécanismes d'endommagement et de fissuration de l'acier P265GH : Equipements sous pression, Thèse doctorat , Université Hassan II – Casablanca Ecole Nationale Supérieure d'Électricité Et de Mécanique, 16 Juillet 2016,p49
- [4]ROFLE,T.S. BARSOUM, M.J. ,stress analysis for members with cracks, in fracture and fatigue control in structures – application of fracture mechanics, Englewood cliffs, new jersey, 1977, pp.30-47.
- [5]SRAWLEY J, Determination of plane strain fracture toughness , May , Research and standards, Juin1967 ;P 262-66.
- [6] PETERSON R. E., stress concentration factor, Jhon Wiley and Son New York, 1974.
- [7] D. FRANCOIS et L.JOLY, La Rupture des métaux 1972.
- [8]P-A GUIDAUL. Une stratégie de calcul pour les structures fissurées :Analyse locale-globale et approche multiéchelle pour la fissuration. Mémoire du thèse. Paris : 2007.Page 155

Distribution des contraintes dans la prothèse totale de hanche pour trois taille d'implant de type CMK3

Sahli Abderahmane, Benbarek Smail, Cherfi Mohamed, Benouis Ali, Zaagan Mohamed El Salah.

Djillali Liabes University of Sidi Belaabas. BP 89 cité Larbi Ben M'hidi, 22000, Algeria

E-mail: sahliabderahmen@yahoo.fr

Résumé :

En chirurgie orthopédique et plus particulièrement en arthroplastie totale de hanche, la fixation des implants s'effectue généralement au moyen d'un ciment chirurgical constitué essentiellement de polymère (PMMA). Les fractures et les descellements apparaissent à la suite d'un gradient de contraintes élevé.

Mots clés : MEF, prothèse totale de la hanche, ciment orthopédique, PMMA, biomécanique.

I.1 Introduction :

L'arthroplastie totale de la hanche est une intervention de remplacement d'une articulation biologique (vivante) par une prothèse. Son efficacité dépend de la qualité de la reconstruction, de l'architecture, de la mécanique de la hanche, de l'intégrité et de l'équilibre musculaire. [1,2]

La majorité des prothèses posées sont cimentées, c'est à dire que la fixation de la prothèse fémorale et cotyloïdienne est assurée par du ciment chirurgicale. Cette technique a l'avantage d'assurer une stabilité immédiate et parfaite de l'implant, donc de reprendre l'appui et la marche immédiatement et sans douleur [3,4]. Les prothèses cimentées sont actuellement celles qui durent le plus long avec les meilleurs résultats [5,6].

Le descellement des prothèses articulaires cimentées est un problème majeur en orthopédie, la durée de tenue des implants étant en moyenne limitée à 10 ans. Les origines de ces descellements viennent soit d'une maladie de l'os, soit de l'apparition d'une défaillance mécanique du ciment de fixation (PMMA), ou de l'une des interfaces ciment-prothèse, ou ciment-os.

Notre travail se place dans ce contexte et porte sur l'analyse, par la méthode des éléments finis, de la nature des contraintes induites dans les trois éléments de la prothèse et de leurs répartitions. On a généré trois type de prothèse de taille inférieure (100%, 80% et 70%) pour les comparer.

Modélisation tridimensionnelle

Modèle géométrique

L'assemblage du ciment, implant et fémur a été réalisé à l'aide du logiciel SolidWorks. Le positionnement de la prothèse par rapport au fémur a été réalisé afin de donner une jonction proche de celle reconstruite réellement par le chirurgien. La figure III.2 montre une section de la jonction reconstruite. La position de la prothèse est réalisé de tel sorte que le ciment orthopédique possède une épaisseur uniforme de 2 mm autour de l'implant afin d'homogénéiser le transfert de charges vers l'os [11].

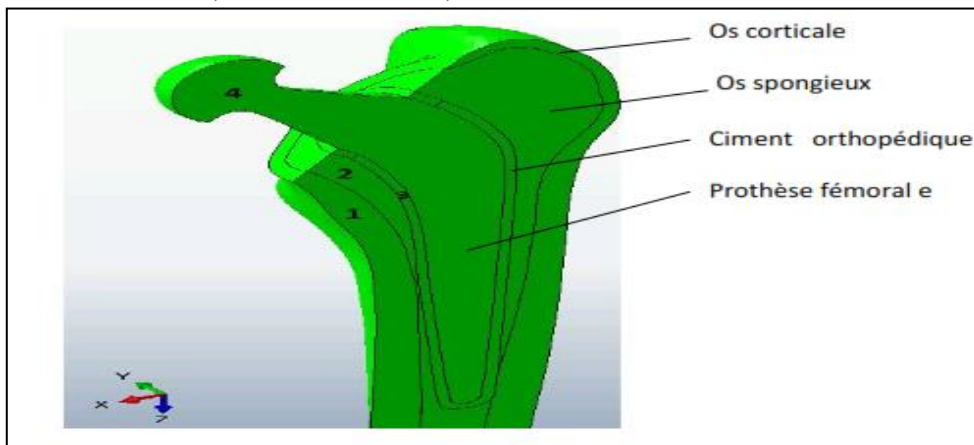


Figure 1 : Modèle tridimensionnel de la prothèse total [6].

Le but principal de la modélisation est d'analyser la distribution des contraintes dans les différents constituants de la PTH. Sur la fig 3 sont représentées les trois taille de l'implant, La prothèse utilisée est une prothèse normalisée de type CMK3 [9].

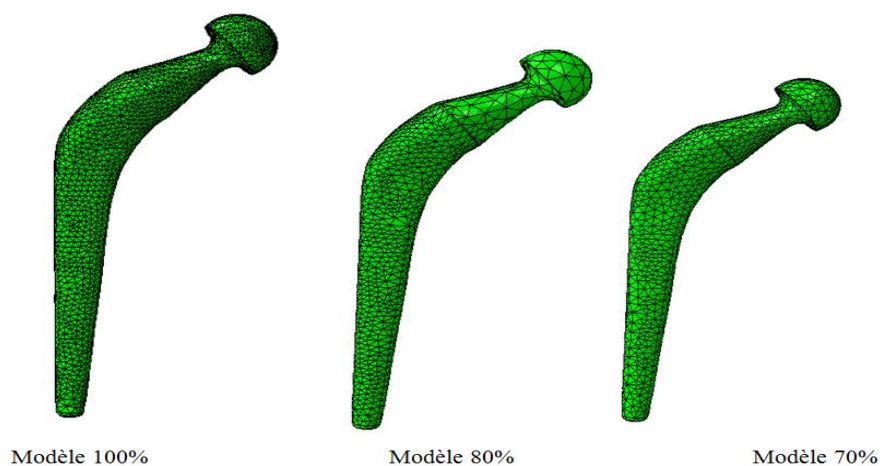


Figure 2: Les modèles géométriques des implant

Propriété mécanique

Les propriétés mécaniques des composants de la prothèse fémorale sont présentées dans le tableau 1 [8,9]. L'os cortical et l'os spongieux, l'implant, et le ciment orthopédique sont considérés comme des matériaux élastiques et isotropes.

Matériaux	Module de Young E (Mpa)	Coefficient de Poisson ν
Os cortical	17000	0.3
Os spongieux	132	0.3
Ciment (PMMA)	2300	0.3
Implant métallique	210000	0.3

Tableau 1: Propriétés mécaniques des composants de la prothèse fémorale [9].

Conditions aux limites du modèle

Notre étude est basée sur les travaux effectués par Pauwels [10,11] concernant les charge s'agissent sur le bassin. L'intensité de la force de compression agissant durant la période d'appui monomodale, est environ 4 fois le poids du corps, soit 250 kg pour une personne pesant 70 kg en position monomodale. La valeur de 2,5KN est choisie pour effectuer nos calculs par éléments finis sur la Prothèse fémoral. La partie distale du fémur est encastree. (figure 5)Le contact entre les différentes composantes de la PTH est considéré comme rigide continue.

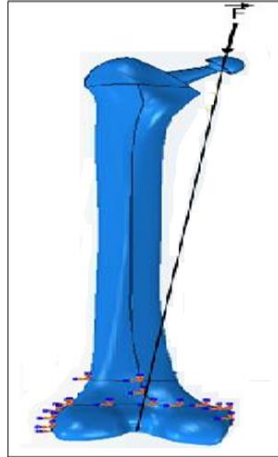


Figure 3: Représentation schématique des conditions aux limites imposées [11].

Maillage

La fiabilité des résultats obtenus nécessite un maillage très raffiné. En effet, le ciment est un élément déterminant de la prothèse. Le raffinement de son maillage est d'une grande importance pour l'analyse de la structure. La figure 6 montre le maillage des différentes composantes de la PTH. La figure montre un raffinement de maillage de la zone étudié.

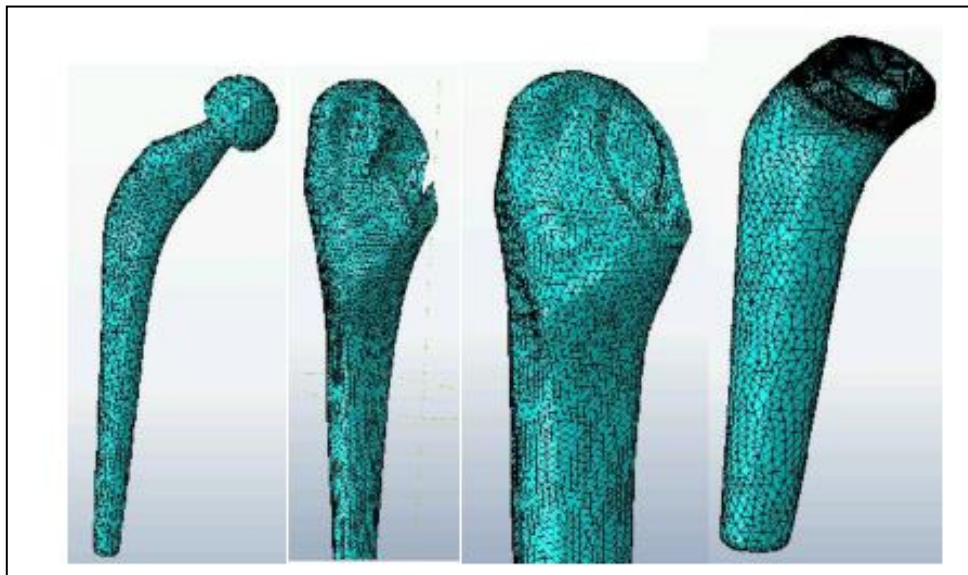


Figure 4: Maillage de la prothèse analysée

Résultats

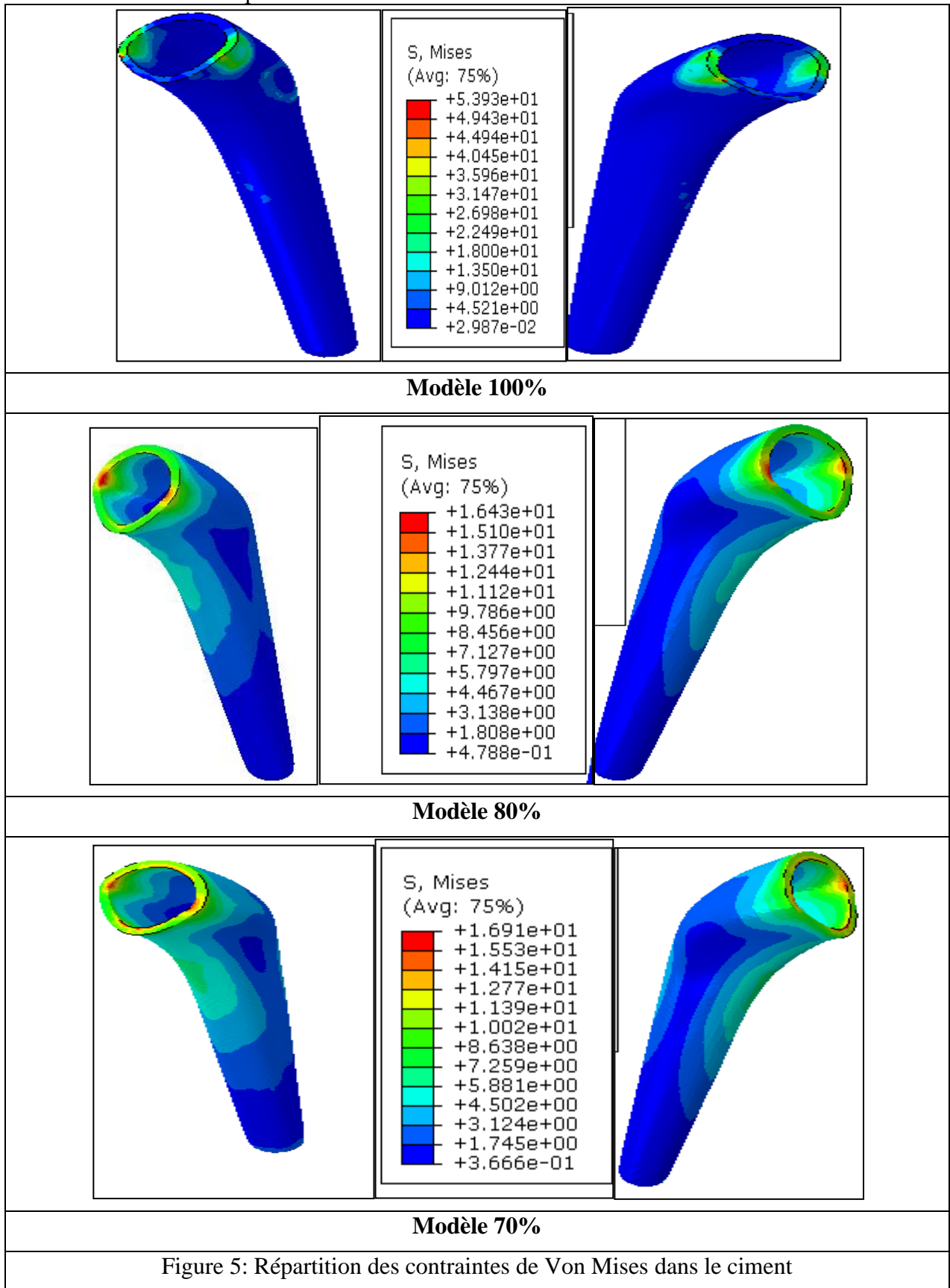
Contrainte dans ciment

Von Mises :

La figure 5 représentation la distribution de contrainte dans Von mises dans le ciment pour les trois modèles (100%, 80% et 70%).

Nous remarquons une concentration de contrainte dans le ciment de l'ordre 54 Mpa 16,4 Mpa et 16,9 Mpa respectivement.

Nous remarquons aussi une forte concentration de contrainte dans le premier type, lorsqu'on diminue la taille de l'implant cette valeur diminue considérablement.



Comparaison des contraintes de Von Mises dans le ciment

La figure 6 représentation les courbes des contraintes pour les trois modèles dans le ciment

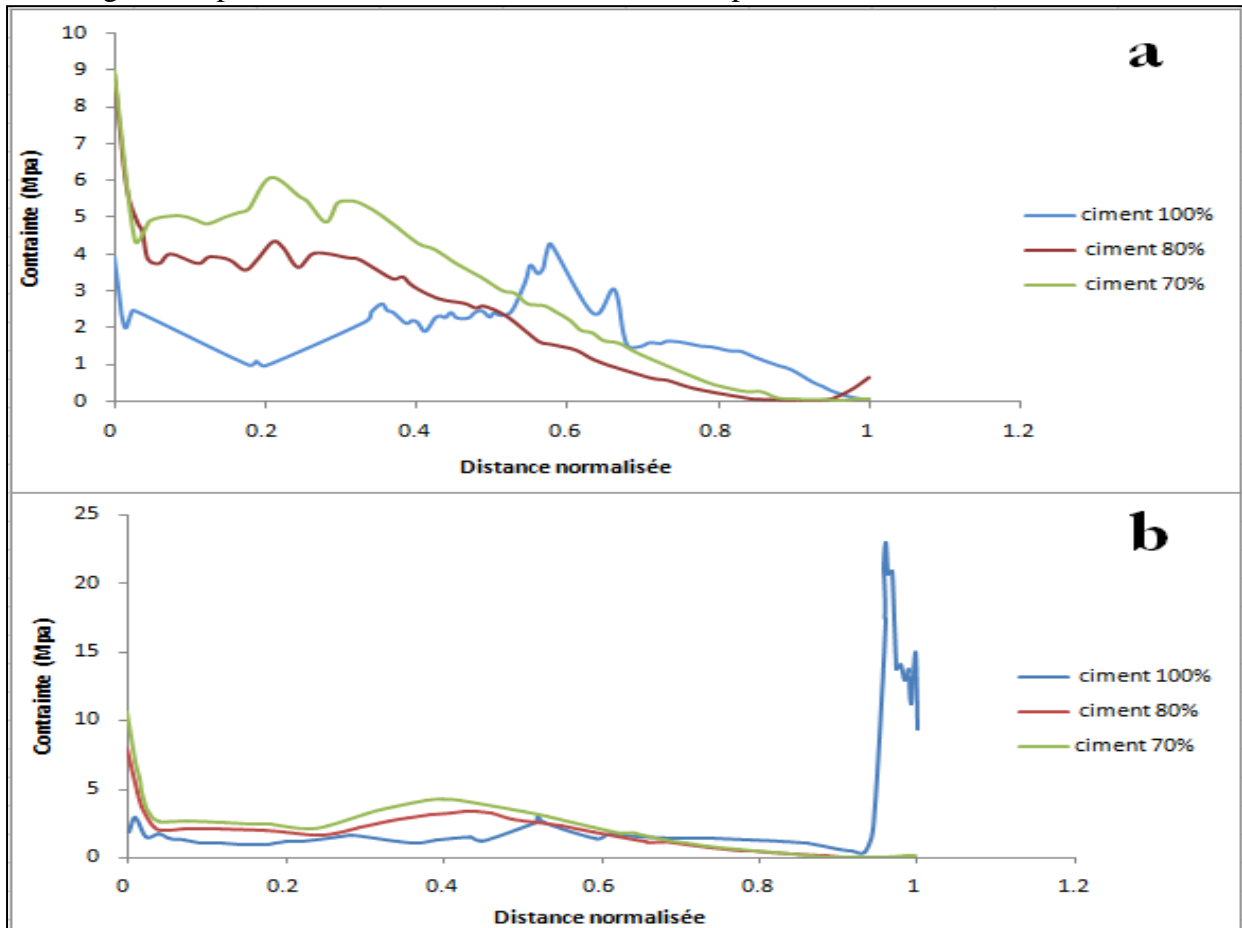


Figure 6: Les courbes distributions des contraintes pour les trois modèles dans le ciment
(a: cotée intérieur ; b: cotée extérieur)

Pour le cotée intérieur remarquons la contrainte maximale pour le modèle 100% c'est la plus petite valeur pour d'autres modèles et une valeur d'environ 4.5 Mpa, tandis que la contrainte maximal pour les deux modèles 80% et 70% égale à 9 Mpa.

Pour le cotée extérieur remarquons la contrainte maximale pour le modèle 100% c'est la plus petite valeur pour d'autres modèles et une valeur d'environ 2.5 Mpa, tandis que la contrainte maximal pour le modèle 80% égale à 8 Mpa et la contrainte maximale pour le modèle 70% égale à 10.5 Mpa.

Comparaison des contraintes

La figure 7 représentation les courbes des contraintes pour les trois modèles dans l'implant

Cette dernière montre le niveau et la répartition des contraintes de Von Mises suivant le long de l'os sous l'effet des sollicitations mécaniques appliquées.

Nos résultats montrent que la répartition des contraintes de Von Mises suivant le est non uniforme, on a une forte concentration des contraintes au niveau de la zone distale.

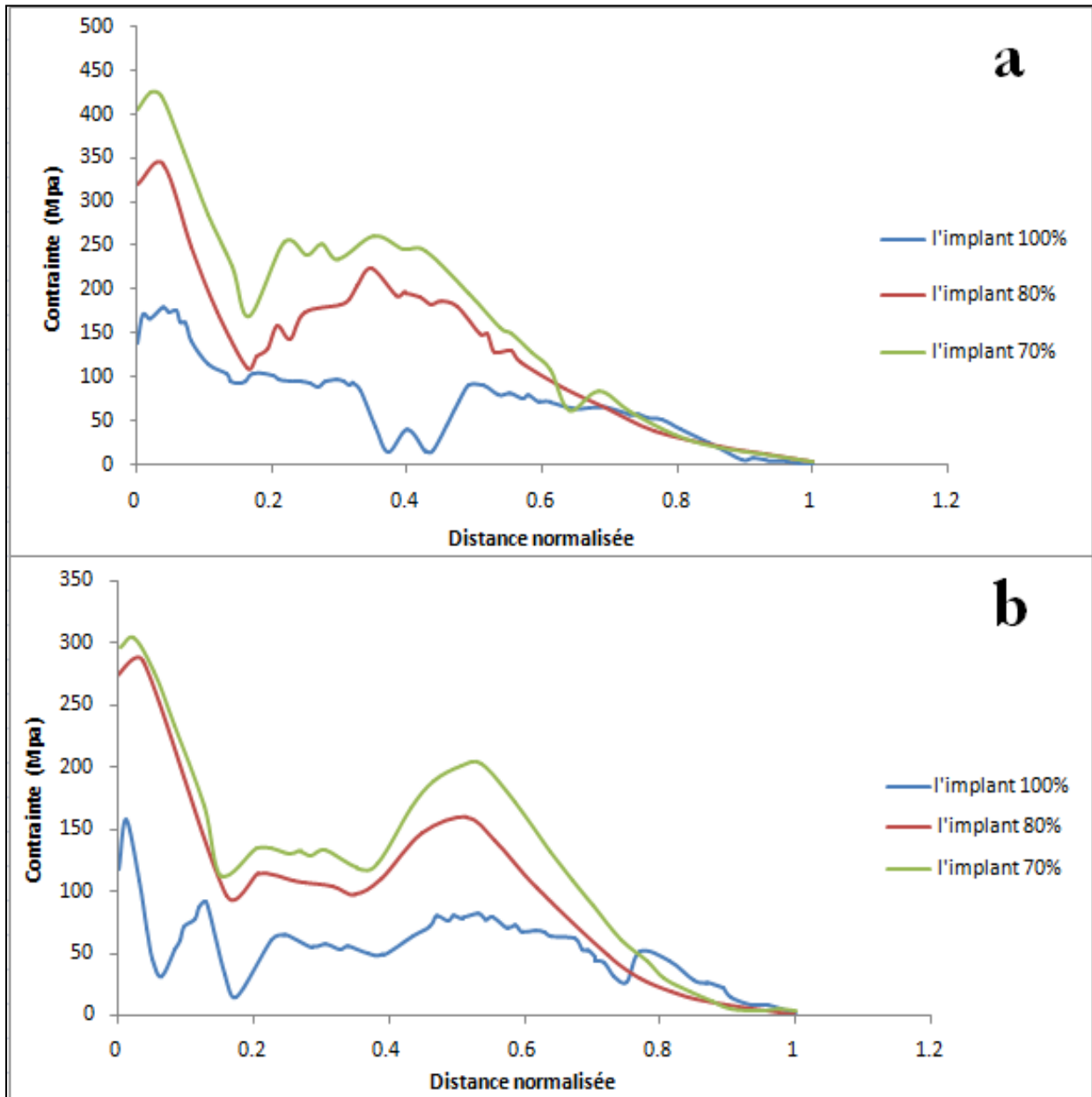


Figure 7: Les courbes distributions des contraintes pour les trois modèles dans l'implant
(a: cotée intérieure, b: cotée extérieure)

Pour le cotée intérieure remarquons la contrainte maximale pour le modèle 100% c'est la plus petite valeur pour d'autres modèles et une valeur d'environ 140 Mpa, tandis que la contrainte maximal pour le modèle 80% égale à 325 Mpa, et la contrainte maximale pour le modèle 70% égale à 400 Mpa

Pour le cotée extérieure remarquons la contrainte maximale pour le modèle 100% c'est la plus petite valeur pour d'autres modèles et une valeur d'environ 120 Mpa, tandis que la contrainte maximal pour le modèle 80% égale à 275 Mpa et la contrainte maximale pour le modèle 70% égale à 300 Mpa

Conclusion

Le manteau du ciment est un élément déterminant de la stabilité des PTH et son efficacité est d'une grande importance pour l'estimation de la durée de vie de la prothèse. Généralement, la méthode d'élaboration du ciment orthopédique détermine la qualité du scellement. La porosité du ciment est un facteur difficile à éliminer est contrôler, cette derniers présente des avantages et des inconvénients sur le scellement des PTH.

Dans cette étude, nous avons étudié la probabilité de propagation d'une fissure préexistante dans le manteau de ciment à travers une analyse détaillée sur un modèle 3D d'une prothèse totale de

hanche en utilisant la méthode des éléments finis. Ces résultats peuvent aider le personnel clinique à prédire préalablement un descellement de la PTH s'ils remarquent, après intervention chirurgicale, l'existence des fissures dans des positions en concordance avec nos résultats.

Les résultats obtenus nous permettent de déduire les conclusions suivantes:

- Les conditions de scellement: la position de l'implant par rapport à l'os et le contact entre les différentes composantes peuvent jouer une grande importance sur la répartition des contraintes dans le ciment orthopédique.
- L'os est soumis à de très fortes contraintes équivalentes de Von Mises au niveau des zones proximale et distale de la partie antérieure et postérieure.
- L'implant subit des contraintes très importantes au niveau de la zone proximale. De ce fait il est préconisé une surface de contact entre le ciment et l'os corticale plus grande pour bien distribué le transfert de charge vers l'os cortical et diminué la concentration de contrainte.
- L'étude comparative dans les trois types d'implant montre que celui de taille 100% est le plus dangereux, car il provoque des contraintes les plus intenses.
- Dans une chirurgie orthopédique l'implant de taille 70% et 80% peut être utilisé pour notre malade, puisque les valeurs de contrainte dans le ciment est bien plus inférieure à la limite élastique.
- Le choix entre un implant de taille 70% ou 80% va pencher pour un implant de taille 80% puisque les contraintes dans l'implant est moins importante qu'un implant de taille 70%.

BIBLIOGRAPHIE

- [1].D. Foucat « Effets de la présence d'un grillage métallique au sein du ciment de scellement des cupules des prothèses totales de hanche. Etude mécanique et thermique» thèse de doctorat de l'université Louis Pasteur Strasbourg1- 2003
- [2].B. Smaïl «effets des défauts et micro-défauts sur le comportement en rupture du ciment orthopédique des prothèses totales de hanche » thèse de doctorat de l'université de Sidi bel abbés- Avril 2008.
- [3].A.Baudoin « analyse en pre et post opératoire de l'articulation de la hanche à l'aide de reconstructions 3d issues de radiographies biplanaires basse dose» thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers- december 2007
- [4].F.Pecqueux« élaboration et propriétés mécaniques de biocéramiques macroporeuses pour la substitution osseuse» thèse de doctorat de l'École polytechnique de l'université de Nantes- décembre 2009
- [5].R.SOUR «Fractures of the limbs, the relationship between mechanism and treatment» Bruxelles- la clinique Orthopédique-1981
- [6].N.Mokhtar« modélisation géométrique d'une prothèse totale de hanche» mémoire magistère de l'université de Batna- 2009
- [7].S. Abderahmane« modélisation de l'endommagement autour d'une cavité dans le ciment orthopédique des prothèses totales de hanche » thèse de doctorat de l'université de Sidi Bel-Abbés- 2014
- [8].S. Baiotto« modèle viscoélastique de remodelage osseux : approches théorique, numérique et expérimentale» thèse de doctorat de l'université Paris xii-2004
- [9].B.MOUNIR« La prothèse totale de la hanche à double mobilité » thèse de doctorat de l'université de Fès- avril 2007
- [10]. T.Achour «Etude du comportement mécanique en rupture d'une prothèse totale de hanche» thèse de doctorat de l'institut de génie mécanique» de l'université Sidi Bel-Abbes.
- [11]. B.Smaïl«Numerical analysis of the crack growth path in the cement mantle of the reconstructed acetabulum» Materials Science and Engineering: C,Volume 33 Issue 11January 2013,Pages 543-549
- [12]. M.Bouziiane «finite element analysis of the behaviour of micro voids in the cement mantle of cemented hip stem: Static and dynamic analysis» Materials & Design-Volume 31Issue 1-January 2010-Pages 545-550

Evaluation énergétique du comportement mécanique de l'âme centrale d'un câble métallique sous l'effet d'un chargement statique.

A. Wahid^{1,2}, N.Mouhib^{2,3}, F.Sabah^{1,2}, A. Kartouni¹, H.Chakir¹, M.El Ghorba²

1. Faculté des Sciences Ben M'sik Avenu Driss El harti, B.P.7955, Sidi Othmane Casablanca, Maroc
 2. Laboratoire de Contrôle et Caractérisation Mécanique des Matériaux et des structures, B.P 8118, Oasis-Route El Jadida – ENSEM / Casablanca, Maroc
 - 3.ISEM/ Institut Supérieur des Etudes Maritimes, Km 7 Route El Jadida Casablanca Maroc
- E-Mail: achraf.wahid90@gmail.com

Résumé :

L'objectif principal de cette étude consiste à prédire l'évolution de dommage d'une âme centrale constituant un câble métallique de levage de type antigiratoire 19x7, en utilisant l'énergie de déformation déterminée par la méthode d'une intégrale numérique s'appuyant sur l'interpolation linéaire par intervalle. La méthode numérique ainsi utilisée est basée sur les résultats expérimentaux des essais simples de traction effectués sur des éprouvettes vierges et d'autres endommagés artificiellement, en cassant les fils constituant des échantillons à différents pourcentages.

Les résultats obtenus ont permis d'évaluer le comportement énergétique de l'âme centrale soumise à des charges statiques et par la suite prédire l'évolution du dommage. En effet, il nous a été possible de déterminer trois stades d'endommagement qui permettent de prévoir dans un premier temps l'initiation du dommage puis l'instant de son accélération où une maintenance prédictive s'impose.

La présente étude comporte également une corrélation entre deux méthodes de calcul de dommage, une méthode semi-empirique a été proposée par analogie avec la théorie unifiée et une méthode de calcul de dommage statique, et ceci par analogie au comportement cyclique.

Mots clefs : âme centrale, câble métallique, Energie de déformation, Comportement mécanique, Endommagement.

1. Introduction

les câbles en générale sont des structures hiérarchiquement complexes , ayant une capacité de supporter une grande charge axiales avec des raideurs de flexion et de torsion comparativement petite [1] .ils possède une limite d'élasticité importance et une haute résistance à la traction tout en restant suffisamment souples pour être enroulés avant et après la rupture [2].

L'ensemble de ces propriétés rend le câble un élément essentiel et utilisable dans de nombreux ouvrages industriels [3] tels que le levage des charges, l'arrimage des structures flottantes, le haubanage des ponts, les téléphériques, l'industrie minière et bien d'autres..etc .

Contrairement à l'autre éléments structurels comme les barres, les câbles sont formés par plusieurs éléments constitutifs [4]. Ils sont généralement constitués d'une âme centrale qui représente le cœur d'un câble métallique sur laquelle s'enroulent plusieurs torons.

Les torons aussi sont des assemblages de fils métalliques enroulés hélicoïdalement autour d'un fil central qui représente le constituant de base du câble et qui est obtenu par tréfilage. Leur composition (multi-constituants) confère également aux câbles une bonne sécurité.

l'objectif de notre travail est de prédire le dommage de l'âme centrale (toron) extraire d'un câble métallique de levage de type 19*7. Pour ce faire ,on a calculé dans un premier temps l'énergie de déformation après chaque essai mécanique et par la suite on a procédé à l'évaluation du dommage lors des essais statiques en utilisant trois modèles d'endommagements par similitude au comportement d'un matériau soumis à des charges cycliques.

2. Théorie et calcul

2.1 théorie unifiée

Dans la continuité de ces travaux de dommage non linéaire Shanley [5], Henry[6], Gatts [7],et BUI-QUOC, T., et al [8] ont proposé une loi d'évolution du dommage non linéaire selon la formule suivante :

$$D = \frac{\beta}{\beta + (1 - \beta) \left[\frac{\gamma - \left(\frac{\gamma}{\gamma_u}\right)^m}{\gamma - 1} \right]} \quad (1)$$

Par similitude au comportement du matériau soumis à des chargements cycliques, le toron possède une énergie de déformation ultime en traction statique U_u , cette énergie diminue d'une façon significative au fur et à mesure que le nombre de fils rompus au cours des essais augmente jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette (U_{ur}).C'est pour cela que nous avons traité une approche modifiée basée sur la théorie unifiée [9], en remplaçant le préchargement

cyclique par la création des dommages artificiels et en remplaçant les contraintes par l'énergie ultime.

2.2 Loi de dommage statique

Dans cette partie, on s'intéresse à la quantification de dommage statique, et à partir de la formule proposée par Erisman [10], on définit la fonction de dommage statique comme suit:

$$D = \frac{U_{ur}(\beta) - U_u(0)}{U_a(1) - U_u(0)} \quad (2)$$

D'autre part, en partant du module de DuiyiYe et Zhenlin Wang [11], nous avons développé un modèle pour étudier le pré-endommagement à partir d'essais statiques de traction en définissant le terme d'endommagement D , qui peuvent évoluer en termes de variation de l'énergie de déformation dissipée pour l'endommagement isotrope.

$$D = 1 - \frac{U_D}{U_u} \quad (3)$$

où : U_D et U_u sont respectivement l'énergie de déformation du matériaux préendommagé et d'un matériau sans pré-endommagement.

3. Résultats et discussions

L'ensemble des tests menant à la rupture des spécimens de l'âme centrale (toron) prélevés d'un câble métallique de levage a permis de tracer l'allure de la courbe de traction qui représente l'évolution de la force (N) appliquée sur l'éprouvette toron en fonction du déplacement (mm) (figure1) et par la suite extraire les caractéristiques mécaniques et les regrouper dans un tableau.

3.1 Caractérisation mécanique

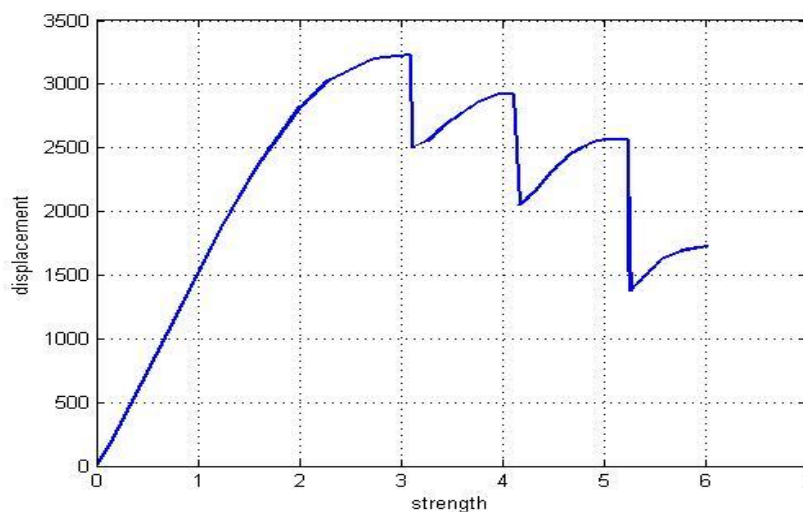


Figure 1. Evolution de la force (N) en fonction du déplacement (mm) du toron

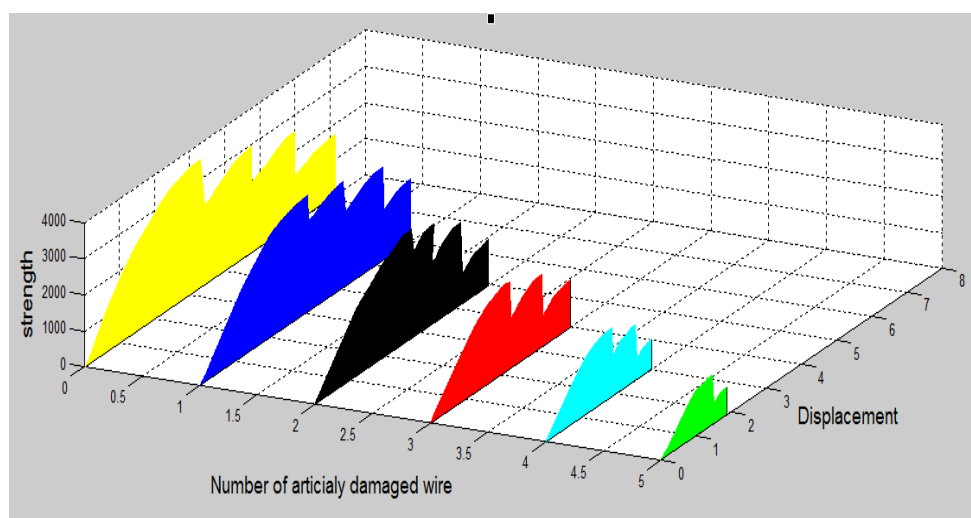
Table 1 : les propriétés mécaniques de l'âme centrale

Les propriétés mécaniques	La contrainte maximale	La limite élastique	Module d'Young	Coefficient de poisson
value	1561Mpa	1367Mpa	1896 Gpa	V=0.3

Lors de la réalisation des essais et selon les résultats montrés sur la figure 1, il a été constaté qu'un toron possède une force ultime résiduelle qui chute à chaque rupture d'un fil constitutif puis reprend sa raideur, jusqu'à atteindre la valeur de rupture finale de l'éprouvette qui correspond à la rupture du dernier fil. Ceci peut être traduit par une perte de force du toron en fonction du nombre de fils rompus. Et une diminution de l'énergie de l'âme centrale. Cette énergie correspond à l'aire sous la courbe de traction, et calculée par l'intégrale trapézoïdale [12]. Pour une âme centrale vierge, cette énergie est de 16.14 J qui signifie qu'elle possède une énergie de déformation très importante, qui sera influencée par la diminution des nombres de fils.

3.2 Résultats expérimentaux des essais de traction des éprouvettes de l'âme centrale à différents pourcentages d'endommagement

Les résultats des essais de l'ensemble des éprouvettes ont permis d'obtenir les courbes de traction en fonction de nombre fils rompus (1, 2, 3,4 et 5) sont donnés dans la figures (2), et par la suite nous avons calculé l'énergie correspondant à chaque courbe. Notons que l'énergie est représentée par l'aire sous les courbes de traction.

**Figure 2. Evolution of the Energy (Joule) for different levels of damage**

les courbes de figure en 3D d'écrivent l'évolution de l'énergie ultime représentée par l'aire sous chaque courbe pour les différents niveaux d'endommagement (nombre de fils rompus) sachant que l'âme centrale l'état vierge possède la quantité d'énergie ultime maximale qui diminue progressivement avec réduction de nombre de fils .

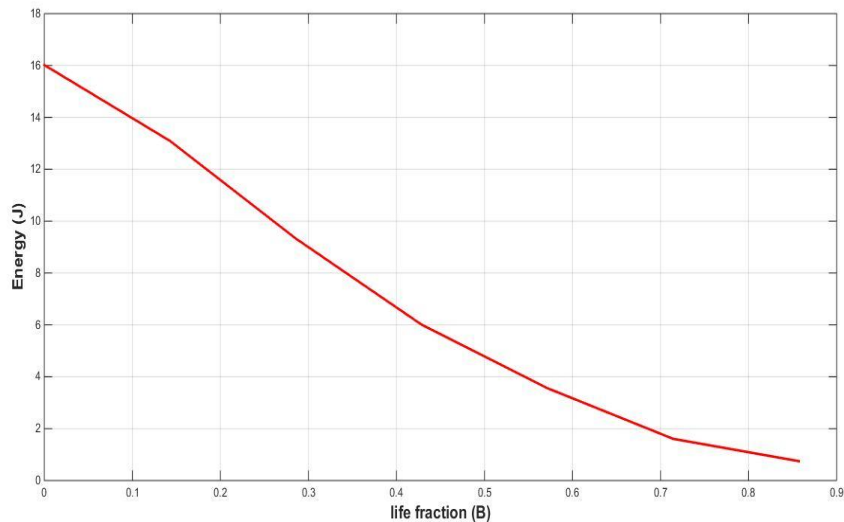


Figure 3. Perte d'énergie ultime résiduelle en traction pour torons endommagés à différents pourcentages.

La perte d'énergie ultime est plus grande pour des fractions de vie plus importantes pour se stabiliser à partir d'environ 5/7 fils rompus à une valeur très basse jusqu'à la rupture. Ce qui peut être traduit par le fait qu'avec la rupture d'un nombre important de fils (70% environ), une faible énergie est capable de rompre l'éprouvette. Suite à cette réaction du toron étudié (âme centrale), il nous a été possible d'évaluer le dommage à chaque niveau d'endommagement et ceci par similitude au comportement d'un matériau soumis à des charges cycliques.

L'évolution du dommage à partir de l'énergie ultime résiduelle pour l'âme préendommagée à différents pourcentages pour tous les modèles utilisés dans cet article et illustrée dans la figure (4).

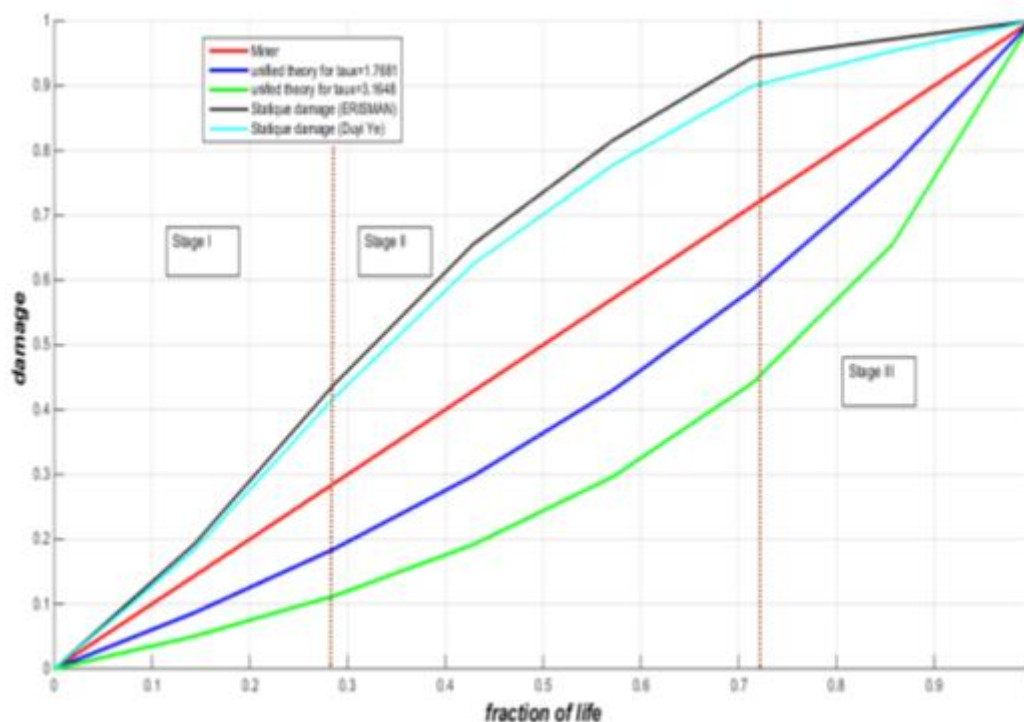


Figure 4. Evolution de dommage en fonction de la fraction de vie (tous les modules)

Les deux modèles du dommage statique montrent clairement la fraction de vie critique autour de 0.78 ce qui équivaut à 5 fils rompus. Les courbes des dommages peuvent être divisées en trois stade : Le premier stade est l'initiation de la rupture pour une fraction de vie comprise entre 0 et 0.28 équivalent à 2 fils rompus ; ce stade reflète l'initiation du dommage qui croît d'une manière assez lente, l'écart entre les deux courbes du dommage statique obtenu à partir de l'approche basée sur ERISMAN et le dommage basé sur l'approche de (YE, Duyi) est faible et leur évolution s'accorde .

Le deuxième stade est la propagation qui se situe dans l'intervalle $\beta = \left[\frac{2}{7}, \frac{5}{7} \right]$; on remarque que le dommage statique par la méthode ERISMAN est supérieur à celui du modèle de (YE, Duyi) mais cette différence reste raisonnable à cause des incertitudes liées au calcul de dommage énergétique selon chaque formule mathématique ; aussi les deux courbes se croisent d'une façon identique pendant tout l'intervalle de ce stade .

A ce stade, le dommage devient non sécuritaire et une maintenance prédictive est obligatoire. Le troisième et dernier stade est l'accélération du dommage dont la fraction de vie est supérieure à 70%. Les écarts entre les deux courbes du dommage statique peuvent s'expliquer par la nature des paramètres pris en compte. Dans ce stade, le dommage s'accélère de façon très accentuée et une rupture peut être brutale ; ce qui veut dire qu'à partir de 5/7 fils rompus, l'âme centre est inutilisable et une maintenance prédictive s'impose à l'industriel .

Enfin, nous pouvons dire que les trois modèles d'endommagement représentent trois façons suffisantes et différentes d'évaluer les dommages des torons du câble.

4. Conclusion

Au niveau de l'âme centrale extraite d'un câble métallique de levage et suite aux différents endommagements artificiels provoqués (14%, 28%, 42%, 57% et 71% fils rompus), il nous a été possible de suivre l'évolution du dommage à chaque pourcentage d'endommagement en se basant uniquement sur des essais simples de traction. Trois modèles pour la quantification de dommage ont été utilisées pour cette étude à savoir les méthodes de calculs du dommage statique et la méthode de calcul par théorie unifiée. Les comparaisons des résultats se sont montrées dans l'ensemble relativement conformes. Trois stades de dommage ont été déterminés ; le stade I [0, 28%] correspondant à l'initiation du dommage, le stade II [28%, 71%] correspondant au dommage progressif qui nécessite une maintenance prédictive et le stade III [71%, 1] où le dommage est brutal donc le toron (âme centrale) est déclaré défaillant. Par ailleurs, une étude du comportement d'un câble métallique entier est en cours d'établissement avec pour seules données la géométrie du câble et le dommage du toron hélicoïdal et l'âme centrale.

5. Références

- [1] Wang, D., Zhang, D., Wang, S., & Ge, S. (2013). Finite element analysis of hoisting rope and fretting wear evolution and fatigue life estimation of steel wires. *Engineering Failure Analysis*, 27, 173-193.
- [2] Peterka, P., Krešák, J., Kropuch, S., Fedorko, G., Molnar, V., & Vojtko, M. (2014). Failure analysis of hoisting steel wire rope. *Engineering Failure Analysis*, 45, 96-105.
- [3] Wang, D., Li, X., Wang, X., Shi, G., & Mao, X. (2016). Effects of hoisting parameters on dynamic contact characteristics between the rope and friction lining in a deep coal mine. *Tribology International*, 96, 31-42
- [4] Judge, R., Yang, Z., Jones, S. W., Beattie, G., & Horsfall, I. (2017). Spiral strand cables subjected to high velocity fragment impact. *International Journal of Impact Engineering*, 107, 58-79.
- [5] Shanley, F. R. (1952). *A theory of fatigue based on unbonding during reversed slip* (No. RAND-P-350). RAND CORP SANTA MONICA CA.
- [6] Henry, D. L. (1953). *A theory of fatigue damage accumulation in steel* (Doctoral dissertation, Ohio State University).
- [7] Gatts, R. R. (1961). Application of a cumulative damage concept to fatigue. *Trans. ASME*, 83, 529.
- [8] Bathias, C. (Ed.). (2013). *Fatigue of materials and structures*. John Wiley & Sons.
- [9] Majid, F., Elghorba, M. (2017). HDPE pipes failure analysis and damage modeling. *Engineering Failure Analysis*, 71, 157-165.
- [10] Ghammouri, M., Abbadi, M., Mendez, J., Belouettar, S., & Zenasni, M. (2011). An approach in plastic strain-controlled cumulative fatigue damage. *International Journal of Fatigue*, 33(2), 265-272.

[11] Ye, D., & Wang, Z. (2001). An approach to investigate pre-nucleation fatigue damage of cyclically loaded metals using Vickers microhardness tests. *International journal of fatigue*, 23(1), 85-9

Simulation and calculation of the initial crack propagation in HDPE under biaxial loading in mixed mode

ZERROUKI Abdelwahab ¹, BOULENOUAR Abdelkader ^{1*}, MAZARI Mohamed ^{1**}, HARCHOUCHE Zine El Abidine ^{1***}

¹ Faculté de technologie –UDL, Département de génie Mécanique, Laboratoire de matériaux et systèmes réactifs, Sidi Bel Abbès, Algérie.

¹⁴wzerrouki@gmail.com

Résumé :

Dans cet article, une analyse numérique est effectuée sur des plaques 2-D en polyéthylène haute densité (PEHD) contenant une fissure centrale initiale inclinée (CCT) avec un angle afin de déterminer l'angle initial de propagation sous chargement biaxial. L'angle initial de propagation est évalué numériquement en fonction du facteur de la densité d'énergie de déformation (SED) autour de pointe de fissure, en utilisant le code de calcul par éléments finis Ansys APDL (Ansys Parametric Design Language). Selon l'analyse numérique, la fissure a une tendance à se propager perpendiculairement à la direction du chargement le plus dominant. Les valeurs minimales S_{\min} du facteur S sont atteintes aux points correspondant à la direction de propagation de la fissure. Ces résultats suggèrent que le concept du facteur de la densité d'énergie de déformation peut être utilisé comme un indicateur de la direction de propagation de la fissure.

MOTS CLÉS :

Densité d'énergie de déformation, mode mixte, chargement biaxial, HDPE, amorçage de fissure.

1. Introduction

As known, the major source of failure of structural components is crack growth for such reason, defects and precracks may be introduced in HDPE pipelines during installation, repair or by accident. Crack propagation was not considered to predict its trajectory. Nevertheless, at present, studying crack propagations' direction has been made possible by Finite Element Method (FEM), and the prediction of crack initiation angle in components is accessible by the fracture mechanics approaches, according to these approaches, the fracture process is assumed to be initiated from the preexisting defects cited previously [1]. Therefore, it is necessary to develop a procedure that allows the prediction of crack initiation angle and the propagation direction in HDPE. In linear elastic fracture mechanics, the various fracture criteria for cracks subjected to mixed mode loading have been introduced for the determination of the propagation direction and the critical stress, such as maximum tangential stress criterion [2,3-5], maximum principal tangential stress criterion [3], maximum strain criterion [6-7], and strain energy density criterion [3,8]. All these criteria are almost postulated that crack initiation will occur at the crack tip and propagate towards the radial direction.

2. Strain energy density theory

SED theory is based on the idea that a continuum can be seen as an assembly of small building blocks, each of which contains a unit volume of material and can store a finite amount of energy at a given moment [9].

The SED fracture criterion locally focuses on the continuum element ahead of the crack and is based on the notion of weakness or severity experienced by the local material. Failure occurs when a critical amount of strain energy dW is accumulated within the element volume dV and the crack is then advanced incrementally in the corresponding direction [3,10]. The strain energy density function (dW/dV) is assumed to have the following form

$$\frac{dW}{dV} = \frac{S}{r} \tag{1}$$

Where S is the strain energy density factor and r is the distance from the crack tip. The minimum of the strain energy density factor S_{min} around the crack tip determines the likely direction of crack propagation.

The strain energy density can be determined directly from the relationship.

$$\frac{dW}{dV} = \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \tag{2}$$

Where σ_{ij} and ϵ_{ij} are the stress and strain components respectively [10]. It states that the direction of crack initiation coincides with the direction of minimum strain energy density values.

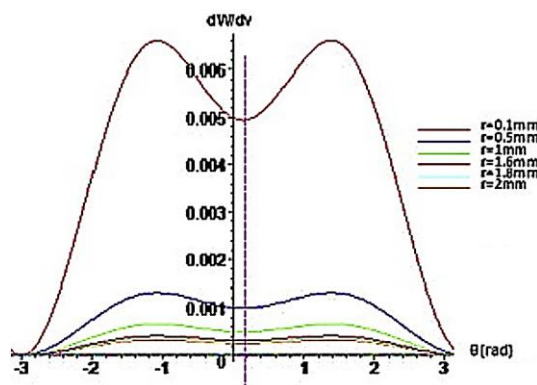


Figure 1. Strain energy density density as a function of the angle θ

3. Numeric analysis

In this part of study, we examined the failure of HDPE plates under biaxial loadings under plane stress assumptions. In this model, we consider a thin square plate of dimensions 100x100 mm². The plate is subjected under a biaxial loading of traction-traction type along the axes (Ox) and (Oy), perpendicular to each other. Figure 2.a shows the geometric model of the precracked plate subjected to biaxial tension. The square-shaped plate is meshed by quadratic elements of 8 nodes, particularly a mesh with special elements with nodes at quarter of the element sides have been used to characterize the singularity at vicinity of the crack (Figure 2.b). The mesh of the central zone containing the two extremities of the crack is preserved to manipulate different angles α , using a program in APDL language.

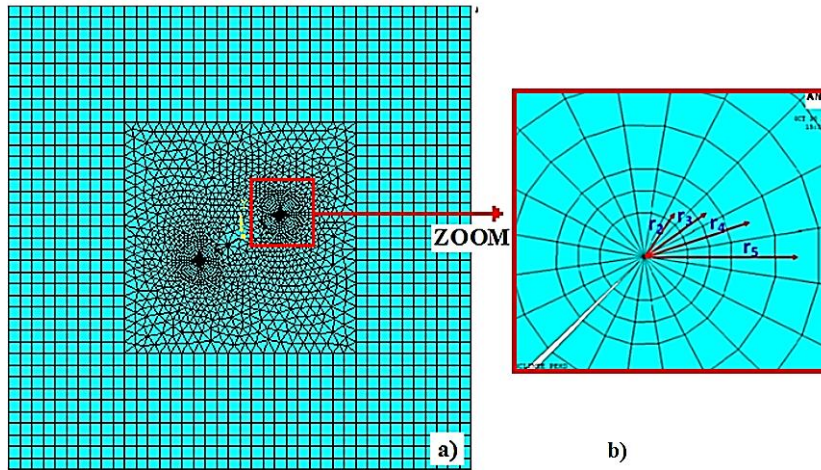


Figure 2. Example on the mesh of the pre-cracked square plate ($\alpha = 45^\circ$)

a. Full mesh of the plate. b. Elements surrounding the crack tip

In this analysis, the biaxial loading is characterized by the biaxility ratio $\frac{d_x}{d_y}$ (with $d_x = 1\text{mm}$, $d_x > d_y$ and d_y represent displacements along the axes (Ox) and (Oy), respectively). The variation of the ratio is monitored by the variation of the displacement d_x . We note that a true stress-strain curve obtained experimentally by [11] considered as elastic-plastic behavior has been used in this study chosen to perform the analysis in HDPE plates subjected on biaxial tension.

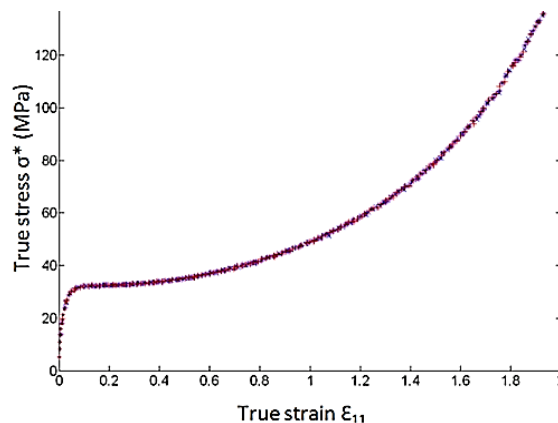


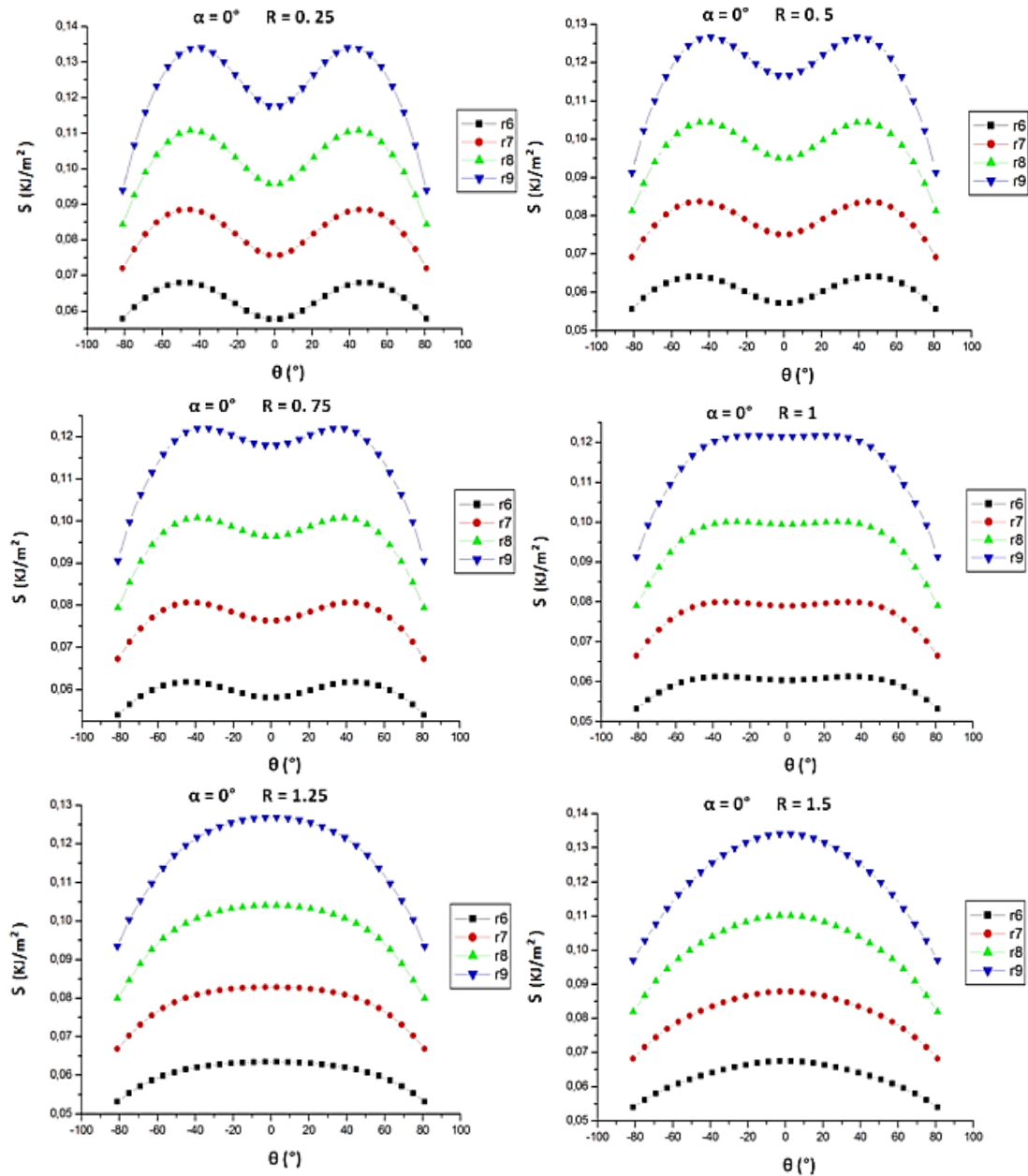
Figure 3. Stress-strain curve obtained from a tensile test [11]

Due to the high concentration of stress in vicinity of the crack tip resulting from the loading applied to the square plate and the non-linear behavior of HDPE, the estimation of the factor S was avoided at the level of the first rows (from r_1 to r_5). In this part of the study, we calculated the variation of the factor S for different loadings levels characterized by the ratio R and for different distances r measured from the crack tip. The calculation is carried out for four cases of crack inclination angles ($\alpha = 0^\circ, 30^\circ, 45^\circ$ and 60°). Examples of calculation are shown in Figures (4, 5) illustrating the evolution of the factor S as a function of the radius r and the polar

angle θ . The results obtained are plotted for an inclined central crack with angles $\alpha = 0^\circ$ and 45° , respectively.

4. Results and discussion

The obtained results in the figure 4. represent the variation of the strain energy density factor S as a function of the angle θ and the radius r (r varies from r_6 to r_9). The curves are plotted for different ratios R (with $R = 0.25, 0.5, 0.75, 1, 1.25, 1.5, 1.75$ and 2) for the angle $\alpha = 0^\circ$



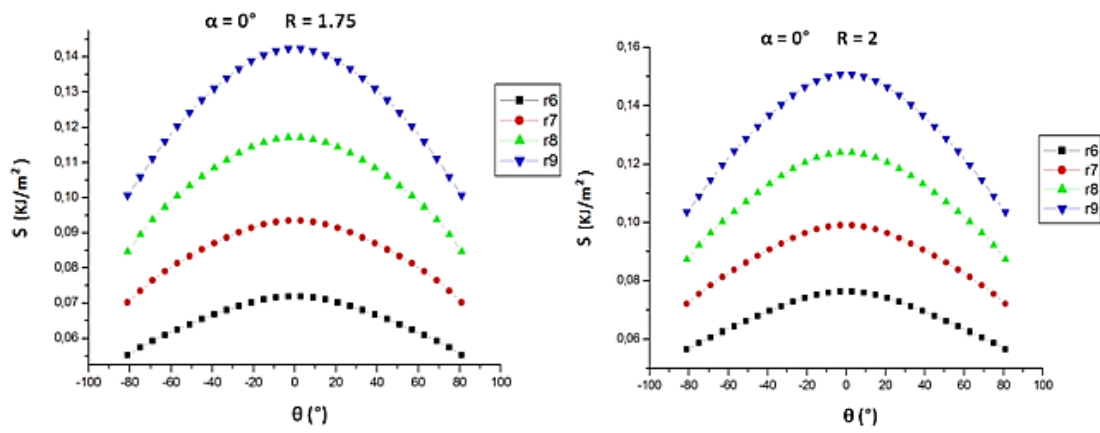
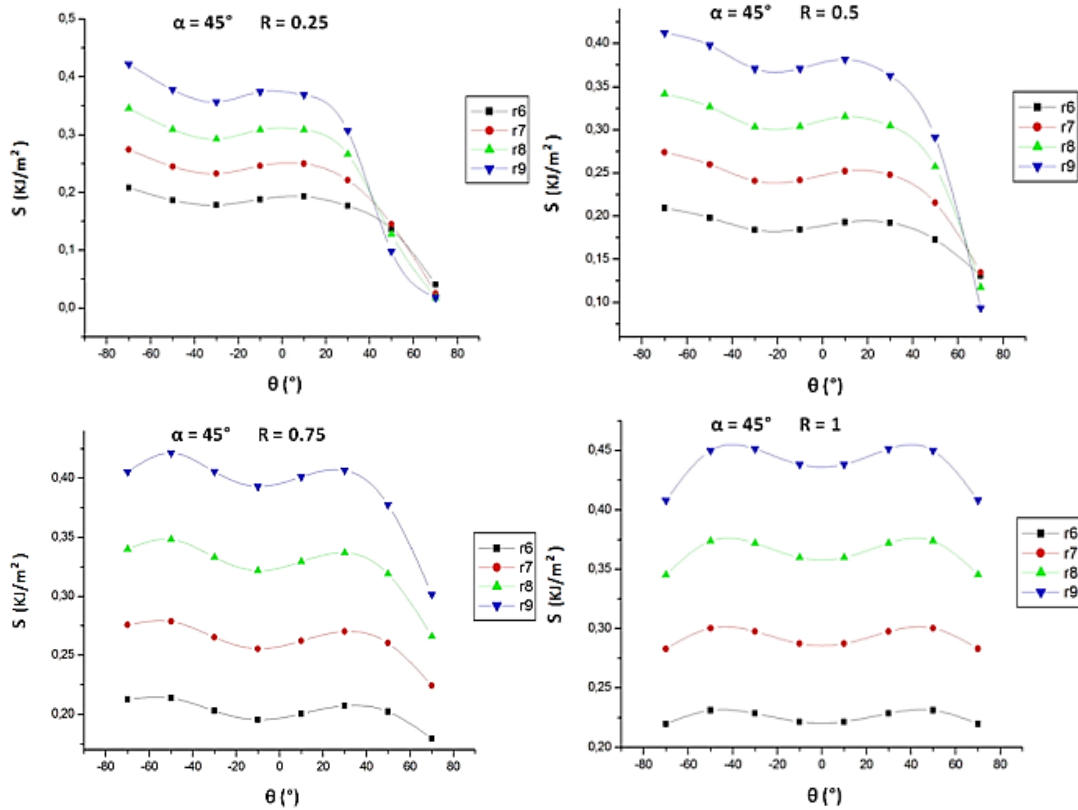


Figure 3. Influence of meshing on the SED criterion for $\alpha = 0^\circ$

The results represented in the Figure 4. allow identifying the following points:

For a biaxiality ratio $R < 1$ (with $\alpha = 0^\circ$), the angle θ_0 takes null values independent of the ratio R . This can be explained by the fact that the crack propagates horizontally according to the mode I (mode opening of the crack). The direction of propagation is perpendicular to the direction of the largest load. For $R = 1$ ($d_x = d_y$), the minimum of the factor S is reached a value of $\theta_0 = 0^\circ$, i.e. The probable direction of crack propagation would always be horizontal. For $R > 1$ ($d_x > d_y$), the plotted curves show the total absence of the local minimum of the factor S . In this case, no crack propagation can be considered.



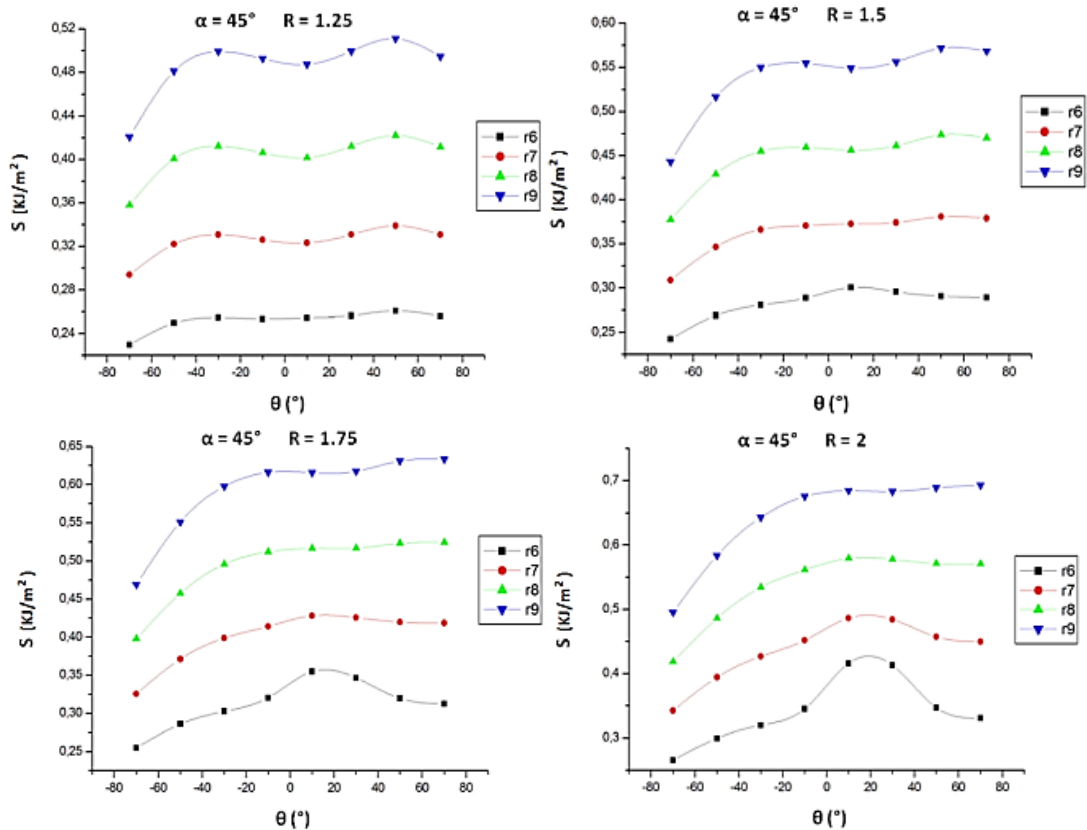


Figure 5. Variation of S as a function of θ for different values of R (with $\alpha=45^\circ$)

The numerical calculations carried out by the FEM lead to summarizing the following conclusions:

Outside of a certain area around the crack tip, the minimum of S is reached a value (S_{\min}) for a well-defined value of R , i.e. each inclined crack has a value of θ_0 depends on the biaxiality ratio R .

Each inclined crack having a critical ratio R_{crit} in which the crack changes its direction of propagation.

In the case of $\alpha = 45^\circ$ (with $R = 1$), the plate verifies a symmetry conditions for the geometry and the loading about the plane of the pre-crack. In this case, the minimum of the factor S is reached a value of $\theta_0 = 0^\circ$, i.e. the crack propagates in the direction parallel to the plane of symmetry (plane of the pre-crack).

For better showing the effect of the biaxiality ratio R on the determination of the propagation direction, we have illustrated on the figure(III.20), the variation of the kinking angle as a function of the ratio R . the obtained results are given for 4 angles of inclination α (with $\alpha = 0^\circ, 30^\circ, 45^\circ$ and 60°).

The figure below shows that:

For a crack supposed to initiate horizontally ($\alpha = 0^\circ$) and if $R \leq 1$, the crack will propagate according to the opening mode (mode I). In the opposite case ($R > 1$), no propagation can be considered.

For an inclined crack ($\alpha \neq 0^\circ$), the estimate of the initial angle of propagation θ_0 is strongly related by the ratio R . Each pre-crack has a value of θ_0 that depends on R . In figure (III.20), the plane corresponding to the angle $\theta_0 = 0^\circ$ represents the critical plane in which the crack changes its direction of propagation.

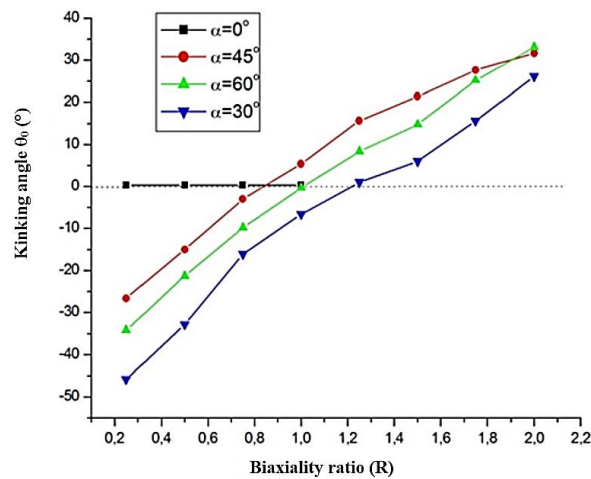


Figure 6. Effect of the ratio R on the initial angle of propagation θ_0

4. Conclusion

This study conduct to summarize the following equation

- 1- The crack initiation angle in mixed mode depends strongly on the angle the initial crack inclination and the biaxiality ratio.
- 2- In the case of $\alpha = 0^\circ$ no crack bifurcation is noticed when the biaxiality ration less than 1, because of the opening mode condition, but no crack initiation angle can be predicted for the raison that the domination of the loading component which lead to the closing of the crack.
- 3- The crack has a tendency to propagate perpendicular to the dominate load's axis. the increase in loading influence on the prediction of the angle of initiation, i.e. a high loading causes a great singularity in the area of the crack tip which will give less accuracy of results at this zone

5. Bibliography

- [1] Elmequenni, M., Naït-Abdelaziz, M., Zaïri, F., Gloaguen, J. M., "Fracture characterization of high-density polyethylene pipe materials using the J-integral and the essential work of fracture". *International Journal of Fracture*, 183, pp. 119-133. 2013.
- [2] Erdogan F. and Sih G. C., "On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear". *Journal of basic Engineering*, 85, pp. 519-527. 1963.
- [3] Sih, G.C., "Strain energy-density factor applied to mixed mode crack problems". *International journal of Fracture*, 10, 205. 1974.
- [4] Chang, K.J., "Further studies of the maximum stress criterion on the angled crack problem". *Engineering Fracture Mechanics*, 14, 125. 1981.
- [5] Maiti, S.K. and Smith, R.A., "Comparison of the criteria for mixed mode brittle fracture based on the preinstability stress-strain field". *International journal of Fracture*, 23, pp. 281-295. 1983.
- [6] Wu, H.C., "Dual failure criterion for plane concrete". *Journal of the Engineering Mechechanics Division*. ASCE 100, 1167. 1974.
- [7] Chang, K.J., "On the maximum strain criterion - a new approach to the angled crack problem". *Engineering Fracture Mechanics*, 14, pp. 107-124. 1981.
- [8] Theocaris, P.S., "A higher-order approximation for the T-criterion of fracture in biaxial fields". *Engineering Fracture Mechanics*, 19, 975. 1984.
- [9] Gdoutos, E.E., "Fracture mechanics". *Solid Mechanics and its Applications*, 123(2), pp .203-206. 2005.
- [10] Sih, G.C. and Barthelemy, B.M., «Mixed mode fatigue crack growth predictions". *Engineering Fracture Mechanics*, 13, 439-51. 1980.
- [11] Blaise, A., "Caractérisation microstructurale d'un PEHD semicristallin déformé par tomographie X et diffusion de lumière polarisée". *These de Doctorat*, Univ Henri Poincaré, France. 2011.

" Analyse des mécanismes d'endommagement par émission acoustique d'un composite en fibres de lin "

" Daoud Hajer" ^{1,2}, "El Mahi Abderrahim"¹, "Rebiere Jean-Luc"¹, "Taktak Mohamed"², "Haddar Mohamed"²

¹" Laboratoire d'Acoustique de l'Université du Maine (LAUM) UMR CNRS 6613, Université du Maine, Av. O. Messiaen, 72085 Le Mans cedex 9, France "

²" Laboratoire de Mécanique, Modélisation et Production (LA2MP), Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax (ENIS), Université de Sfax, Route de Soukra 3038, Sfax, Tunisie "

Résumé :

Cette étude présente une analyse du comportement mécanique d'un éco-composite renforcé par des fibres naturelles de lin. Une analyse des essais de traction uniaxiale ont été réalisés sur des éprouvettes unidirectionnelles et croisées $[0]_8$ et $[0_2/90_2]_s$. Le comportement mécanique et l'activité acoustique de ces composites étudiés ont été ainsi suivis par émission acoustique (EA). L'analyse des signaux obtenus au cours des différents essais ont permis d'identifier les principaux signaux acoustiques pour les différents mécanismes d'endommagement dans les deux types de composites.

Mots clés : éco-composite, traction, mécanismes d'endommagements, émission acoustique

1. Introduction

Les matériaux composites sont de plus en plus utilisés dans divers types de systèmes d'ingénierie. L'intérêt des préoccupations environnementales et écologiques ces dernières années a entraîné le développement de composites biosourcés qui ont des performances mécaniques comparables à celles des composites classiques à fibres synthétiques [1]. Plusieurs études sur des fibres naturelles [2], [3] et [4] ont été étudiées. Ils ont montré que les composites issus de la biomasse présentent de nombreux avantages tels que leur faible densité, leur biodégradabilité et leurs propriétés mécaniques spécifiques relativement élevées.

Dans ce cadre, ce travail présente une étude sur le comportement mécanique en traction uni axiale d'un éco-composite renforcé par des fibres naturelles de lin, et ceci sur des stratifié unidirectionnels $[0]_8$, ainsi que sur des stratifiés croisés $[0_2/90_2]_s$. Une analyse par émission acoustique (EA) a été également effectuée au cours des essais de traction. Cette étude a été souvent utilisée pour l'identification et la caractérisation des modes d'endommagements sur des composites classiques [5] ainsi que sur des composites à fibres naturelles [6] et [7]. Les données obtenues ont été traitées et classées avec le logiciel NOESIS [8]. Cinq paramètres temporels des signaux acoustiques ont été choisis pour effectuer la classification de l'ensemble des données : l'amplitude, le temps, la durée, l'énergie absolue et le nombre de coups cumulés. L'algorithme de 'K-moyens' a été utilisé pour la reconnaissance du modèle non supervisé. Cette étude a permis d'identifier et de caractériser les différents mécanismes d'endommagements qui ont eu lieu lors de la sollicitation des éprouvettes.

2. Mise en œuvre du composite

2.1 Matériaux utilisés

Les matériaux considérés dans cette étude sont des matériaux stratifiés constitués de fibres naturelles longues de lin fabriquées et traitées par la société LINEO [2] renforçant une résine greenpoxy SR GreenPoxy 56 produite par la société Sicomin. Cette résine est partiellement biosourcée dont 56% de sa structure moléculaire est d'origine végétale. Ce pourcentage est en fonction de l'origine du carbone contenu dans la molécule d'époxy.

2.2 Procédé de mise en œuvre du composite

Dans cette étude, différentes plaques de composites stratifiés de fibres naturelles de lin et de résine greenpoxy ont été fabriquées par un moulage sous vide connu par la technique dite « du sac ». Les couches ont été stratifiées manuellement à température ambiante (fig1). La procédure consiste à réaliser des stratifiés en déposant, alternativement, des couches de fibres longues de lin et des couches de résine liquide. Différents tissus de démoulage sont interposés de part et d'autre entre les moules et le composite : un tissu d'arrachage suivi d'un film plastique perforé. Ceci permet de faciliter le démoulage du composite, d'assurer l'homogénéité de l'absorption de la résine ainsi d'obtenir une surface bien plane du composite. La structure obtenue est introduite dans un sac sous vide sous dépression de 0.6 bar pendant au moins 6 heures jusqu'à la polymérisation totale de la résine. Les plaques stratifiées obtenues ont été démoulées après 24 heures. Ensuite, elles ont été découpées pour obtenir des éprouvettes d'essais bien dimensionnées pour les différents tests expérimentaux. Les plaques stratifiées ont été fabriquées avec 8 couches de manière à obtenir une épaisseur nominale totale de 4 mm. La fraction volumique a été estimée entre 38% et 45% pour toutes les éprouvettes. La porosité ou le vide dans le matériau a été calculée en comparant la densité mesurée du composite et sa densité théorique calculée à partir de la fraction volumique des fibres et celle de la matrice. Elle a été estimée entre 3 et 10%.

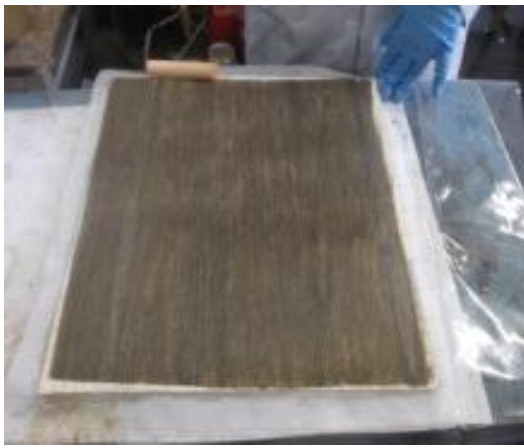


Figure1. Mise en œuvre des composites

3. Etude du comportement en traction du composite

3.1 Procédure expérimentale

Des essais de traction uni axiale ont été réalisés sur des éprouvettes unidirectionnelles $[0]_8$ avec des orientations de fibre de 0° par rapport à la direction de la traction ainsi que sur des stratifiés croisés $[0_2/90_2]_s$. Les essais ont été effectués sur des éprouvettes de dimensions $250 \times 25 \times 4 \text{ mm}^3$ selon la norme d'essai standard ASTM D3039 / D3039M , et ceci en utilisant une machine de traction hydraulique standard MTS de capacité de $\pm 100 \text{ KN}$. La machine est reliée à un ordinateur dédié pour le contrôle et l'acquisition de données.

3.2 Analyse des résultats

La figure 2 présente les résultats des courbes contrainte/déformation pour les deux stratifiés $[0]_8$ et $[0_2/90_2]_s$. Les résultats obtenus montrent que l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation se déroule en deux phases séparées par un coude. Ce point d'inflexion est bien visible sur les courbes contraintes/déformations, se produit pour un niveau de déformation très faible et entraîne une importante perte de rigidité. Il est caractérisé par une déformation très faible de l'ordre de 0.1%. La première zone linéaire permettant d'évaluer les caractéristiques élastiques du matériau, à la fin de la quelle une diminution importante de la rigidité est constatée. Ensuite commence une deuxième zone quasi linéaire jusqu'à la rupture qui est de type fragile. Ainsi, la non-linéarité observable à l'échelle du composite pourrait correspondre à celle mentionnée à l'échelle de la fibre. Ce comportement a été aussi observé dans l'étude effectuée au laboratoire par Monti et al. [9] pour des composites Lin/Hélium. En effet, ceci peut être attribué au comportement intrinsèque de la fibre naturelle de lin et plus précisément au comportement de la lignine et de la cellulose amorphe de la fibre à cause des contraintes de cisaillement dans les parois cellulaires [4].

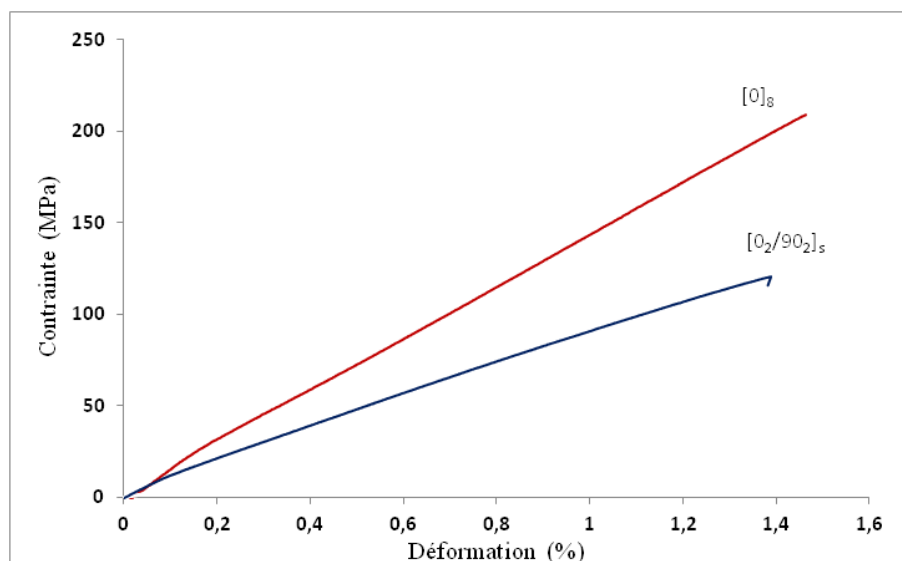


Figure 2. Courbes contrainte/déformation d'un composite lin greenpoxy

4. Analyse des mécanismes d'endommagement par émission acoustique

Afin de mettre en évidence les mécanismes d'endommagement qui apparaissent lors des essais de traction, les différents tests décrits précédemment ont été répétés, et le suivi de l'endommagement a été réalisé par émission acoustique. Les résultats trouvés ont été décrits en analysant la superposition des amplitudes des classes d'EA en fonction du temps avec l'évolution de la charge appliquée. Puis, la chronologie et l'apparition des évènements des différentes classes ont été étudiées en suivant le nombre de coups cumulés en fonction du temps. Enfin, et afin de mettre en évidence la séparation ou le chevauchement entre les différentes classes, les signaux acoustiques ont été projetés dans le plan de deux composantes principales (ACP). Dans un premier temps, l'analyse a été effectuée sur des éprouvettes à fibres unidirectionnelles. La figure 3 présente les résultats de la classification pour une éprouvette du type $[0]_8$. Quatre classes (A, B, C et D) ont été obtenues. Les classes A, B et C apparaissent simultanément au cours de l'essai. Leurs apparitions coïncident avec le début de la deuxième phase (quasi-élastique) de la courbe de contrainte/temps, alors que les évènements de la classe D apparaissent plus tard. Les classes A et B, qui possèdent des faibles amplitudes comprises entre 40 et 60 dB peuvent être attribuées respectivement à la décohérence fibre/matrice et à la fissuration matricielle. Les amplitudes de la classe C varient entre 55 et 75 dB. Cette classe correspond soit à un délaminage soit au déchaussement des fibres. La rupture de l'éprouvette a eu lieu après l'apparition des évènements de la classe D. Ces évènements présentent des amplitudes plus élevées que les trois autres qui varient entre 70 et 95 dB. Ainsi la classe D pourrait être attribuée à la rupture des fibres. Dans un second temps, l'analyse a été effectuée dans une configuration croisée $[0_2/90_2]_8$. La figure 4 présente les résultats obtenus de la classification des signaux acoustiques. On constate l'existence de quatre classes dans ce cas aussi. Les signaux de la classe A apparaissent très tôt. Leurs apparitions coïncident avec l'apparition du coude de la courbe contrainte/temps indiquant la fin de la première partie élastique. Elle possède les amplitudes les plus faibles, comprises entre 45 et 50 dB. Cette classe correspond donc à la fissuration matricielle. Les classes B et C apparaissent simultanément au cours de l'essai. Leur apparition a été détectée au début de la deuxième phase (quasi-élastique) de la courbe contrainte/temps. Les amplitudes des signaux de la classe B sont comprises entre 50 et 60 dB alors que celles de la classe C sont comprises entre 55 et 70 dB. D'après les travaux de Monti et al. [7], la classe B correspond à la décohérence fibre/matrice et la classe C correspond à un déchaussement des fibres. Les évènements de la classe D apparaissent à la fin d'essai. Les amplitudes des signaux de cette classe possèdent les valeurs les plus élevées, comprises entre 70 et 95 dB. Ainsi cette classe est associée à la rupture des fibres.

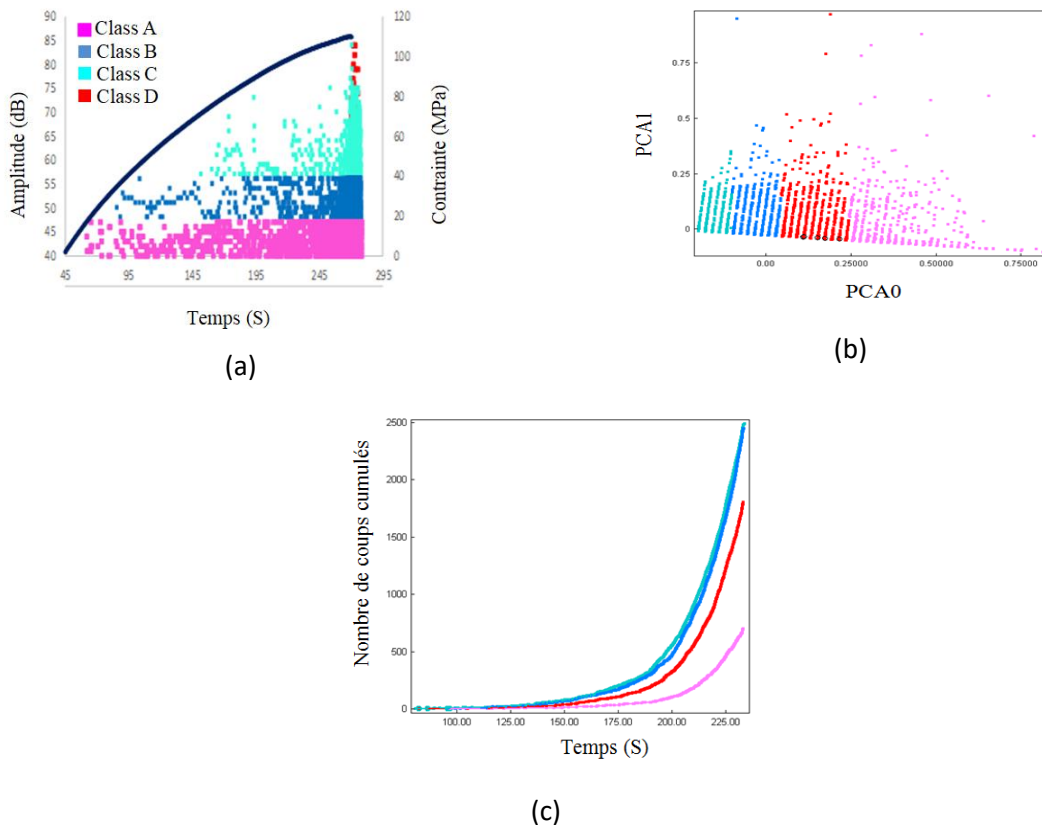


Figure 3. Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette $[0]_8$: a) Amplitude/temps, b) Analyse en Composantes Principales et c) Chronologie d'apparition de différentes classes.

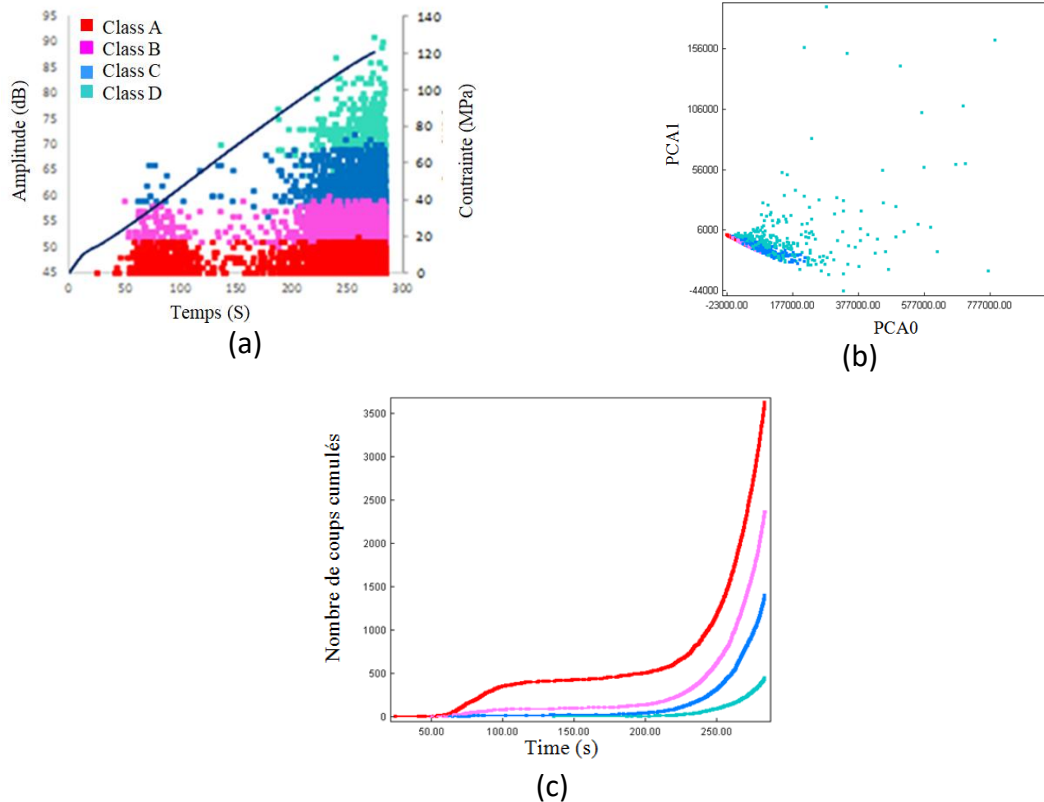


Figure 4. Analyse des données d'émission acoustique d'un composite croisé $[0_2/90_2]_s$: a) Amplitude/temps, b) Analyse en Composites Principales et c) Chronologie d'apparition de différentes classes

5. Conclusion

Le comportement mécanique en traction du composite lin/greenpoxy a été étudié. Des essais de traction uniaxiale ont été effectués sur des éprouvettes stratifiées unidirectionnelles et croisées. Ces essais ont été suivis par émission acoustique (EA) pour identifier et suivre l'évolution des différents mécanismes d'endommagement. Une approche de classification par la méthode des "k-moyens" a été utilisée. Quatre classes d'endommagement (fissuration matricielle, décohésion interfaciale fibre/matrice, déchaussement des fibres, et rupture des fibres) ont été observées pour les deux configurations. Les résultats ont montré que ces stratifiés possèdent des caractéristiques mécaniques élevées. Ils peuvent être utilisés en remplacement ou en complément dans le cas des applications utilisant des composites classiques renforcés par des fibres synthétiques comme les fibres de verre.

6. Bibliographie

- [1] O. Faruk, A. Bledzki, H. Fink et M. Sain, «Biocomposites reinforced with natural fibres: 2000-2010,» *Progress in polymer science*, vol. 37, pp. 1552-1596, 2012.
- [2] M. Aslan, «Investigation of damage mechanism of flax fibre LPET commingled composites by acoustic emission,» *Composites Part B*, vol. 54, pp. 289-297, 2013.
- [3] K. Charlet, C. Baley, C. Morvan, J. Jernot, M. Gomina et B. J., «Characteristics of Herme's flax fibres as a function of their location in the stem and properties of the derived unidirectional composites,» *Composites Part A*, vol. 38, pp. 1912-1921, 2007.
- [4] M. Khalfallah, B. Abbas, F. Abbas, Y. Guo, v. Marcel et A. Duval, «Innovative flax tapes reinforced Acrodur biocomposites: a new alternative for automotive applications,» *Mater Des*, vol. 64, pp. 116-126, 2014.
- [5] S. Masmoudi, «Comportement mécanique et caractérisation par implant piézoélectrique ultrasonore intégré d'un matériau composite,» Université de Maine, Le Mans, France, 2013.
- [6] A. El Mahi, I. Ben Salem, M. Assarar, R. Beraboui, C. Poilâne et R. El Guerjouma, «Analyse par émission acoustique de l'endommagement des matériaux composites,» chez CFA, France, 2010.
- [7] A. Monti, A. El Mahi, Z. Jendli et L. Guillaumat, «Mechanical behaviour and damage mechanisms analysis of a flax-fibre reinforced composite by acoustic emission,» *Composites, Part A*, vol. 90, pp. 100-110, 2016.
- [8] N. software, Advanced acoustic emission data analysis pattern recognition and neural networks software, 2004.
- [9] A. Monti, «Elaboration et caractérisation mécanique d'une structure sandwich à base de constituant naturels,» Université de Maine, Le Mans, France, 2017.



" Mechanical performance of laminted composites based carbon nanotubes at high strain rate "

"EL Moumen, Ahmed"¹,

"Tarfaoui, Mostapha"²,

"Lafdi, Khalid"³,

"Benyahia, Hamza"⁴

"Nachtane, Mourad"⁵

¹ " ENSTA Bretagne, IRDL - FRE CNRS 3744, F-29200 Brest, France ahmed.el_moumen@ensta-bretagne.fr "

² " ENSTA Bretagne, IRDL - FRE CNRS 3744, F-29200 Brest, France, mostapha.tarfaoui@ensta-bretagne.fr "

³ " University of Dayton, Dayton, OH 45469-0168, United States, klafdi1@udayton.edu "

⁴ " ENSTA Bretagne, IRDL - FRE CNRS 3744, F-29200 Brest, France, hamza.ben_yahia@ensta-bretagne.fr "

⁵ " ENSTA Bretagne, IRDL - FRE CNRS 3744, F-29200 Brest, France, mourad.nachtane@ensta-bretagne.fr "

Résumé:

Les propriétés dynamiques des composites stratifiés renforcés par des nanotube de carbones ont été déterminées à l'aide des barres d'Hopkinson en traction. Le composite est constitué de fibres de carbone renforcé par un film mince d'époxy et de nanotube de carbone. Différentes fractions massique de nanotubes ont été utilisées à savoir: 0%, 0,5%, 1% et 2%. Les essais expérimentaux ont été réalisés dans différentes plages de vitesses de déformation. La variation des propriétés mécaniques en fonction du pourcentage de nanotubes a été déterminée. La déformation de l'échantillon a été contrôlée par une caméra rapide.

1. Introduction

Graphene and carbone nanotubes (CNTs) are the carbon additive with excellent mechanical properties and have been extensively employed as reinforcement in composites [1, 2, 3]. In the last few years, there have been a number of studies on the characterization of the dynamic tensile response of composites reinforced with carbon nanotubes [4, 5]. They observed that the carbon additives enhanced the impact properties and limited the damage size in the composite.

The objective of the present study is to investigate the influence of the nanotubes on the mechanical properties of composite laminates under high strain rates. The mechanical properties at high strain rate were measured by means of Split Hopkinson Tension Bras (SHTB), Figure 1. The composite panels were manufactured using the infusion process, Figure 2. The specimen was fixed with fixture system, Figure 2, and connected with the bars. The pressure wave was generated by impacting a striker bar to input bar. The strain gages record these wave pulses. A typical signal obtained during experimental setup was presented in Figure 3. This signal was compared for different percentage of CNTs.

2. Experimental approach

2.1. Materials and structures

The materials used in this investigation are: Epon 862 Epoxy resin, T300 6k carbon fibers fabric provided by Hexell and CNTs nanoparticles provided by Nanocyl Belgium. The composite panels were fabricated using the infusion process. The CNTs film was implanted between plies of laminates. Each panel consisted of 12 layers of carbon fiber fabric interleaved with 11 layers of nanocomposites films.

2.2. Experimental tests

Split Hopkinson Tension Bar test was used for the impact characterization. Each test was repeated three times to ensure the reproducibility of results and the averaged curves were obtained. Figure 1 shows the used machine for the dynamic characterization. The test was done on composite specimens with dimensions listed in Figure 2. The percentage of CNTs is ranging between 0.5wt% and 2% and the experimental curves are confronted with the case of 0%.



Figure 1: experimental machine

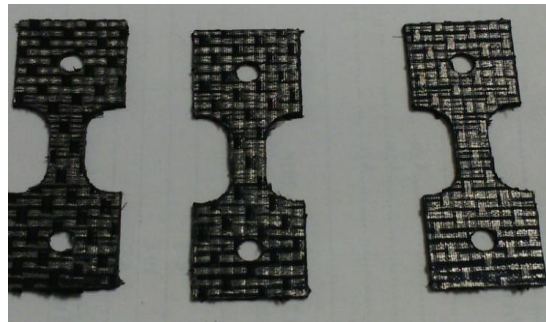


Figure 2 : tested specimens

3. Result and Discussion

A typical signal obtained during experimental setup was presented in Figure 4. This signal was compared for different percentage of CNTs. It appears that the CNTs nanoparticle does not affect the incident and reflected waves. But the transmitted waves changes with changing the CNTs loading. The average data of the stress-strain curve is presented in Figure 4 for different CNTs fraction. The result indicates that the mechanical properties increase with increasing the CNTs fraction. The maximal stress increases with increasing CNTs.

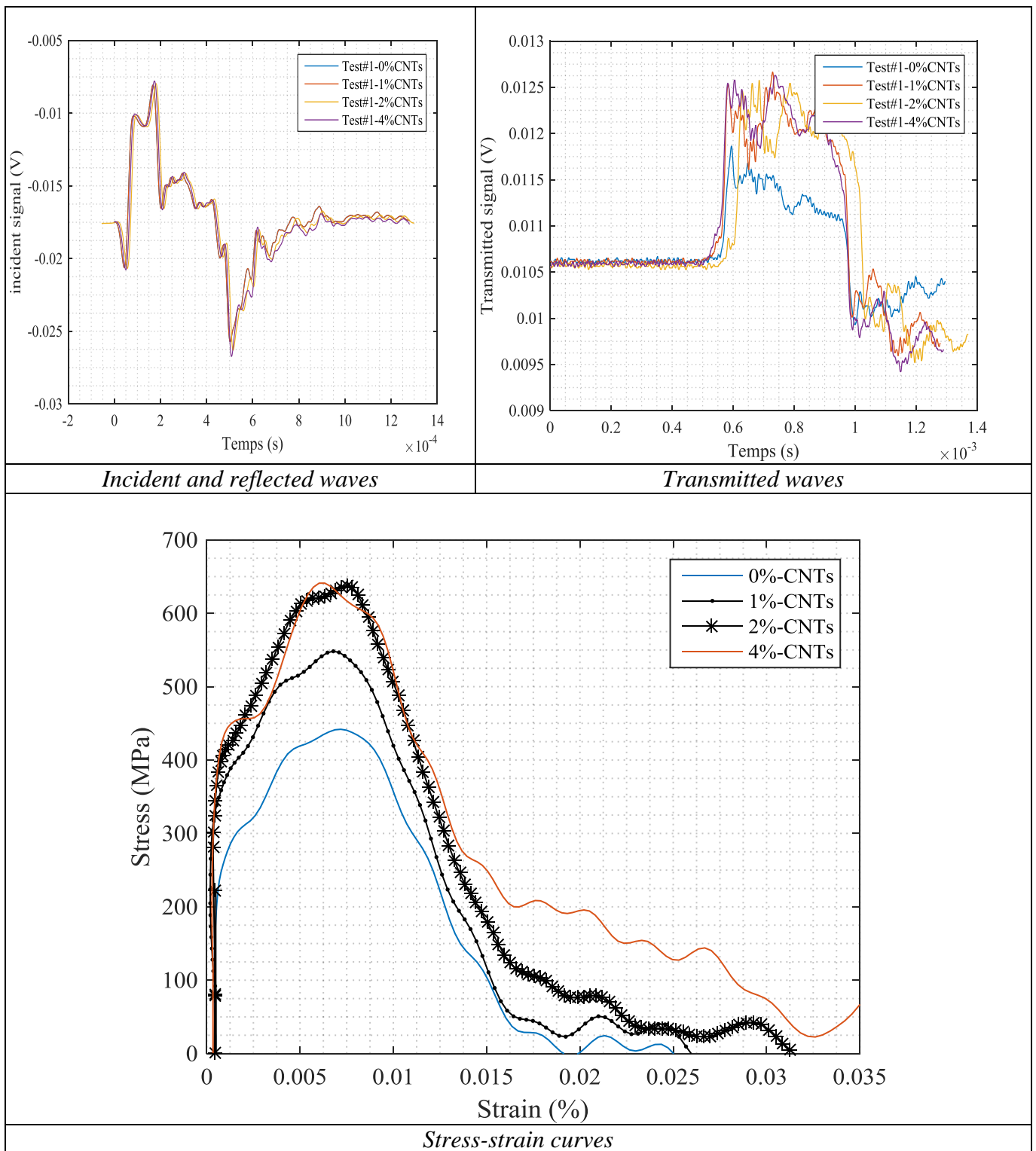


Figure 4: experimental data of laminate based CNTs at high strain rates.

4. Conclusion

Laminate composites reinforced with CNTs were tested at high strain rate using Hopkinson bars. The fraction of CNTs was ranging from 0 to 2%. The following conclusions are observed:

- Increasing the percentage of nanotubes causes an increase in the maximum dynamic stress and improved the strength of the laminate.

- The addition of nanotubes does not greatly affect the strain associated with the maximum stress.

5. Bibliography

- [1] Tarfaoui M, Lafdi K, El Moumen A. Mechanical properties of carbon nanotubes based polymer composites. *Composites Part B*, 2016, 103, pp. 113-121.
- [2] El Moumen A, Tarfaoui M, Lafdi K. Mechanical characterization of carbon nanotubes based polymer composites using indentation tests. *Composites Part B*, 2017, 114, pp. 1-7.
- [3] Tarfaoui M, El Moumen A, Lafdi K. Progressive damage modeling in carbon fibers/carbon nanotubes reinforced polymer composites. *Composites Part B*. DOI: 10.1016/j.compositesb.2016.12.056.
- [4] Sun F, Liu F, Gu B. Influence of the strain rate on the uniaxial tensile behavior of 4-step 3D braided composites. *Composites: Part A*, 2005, 36, pp. 1477–1485.
- [5] Zhang L, Yao X, Zang S, Han Q. Temperature and strain rate dependent tensile behavior of a transparent polyurethane interlayer. *Materials and Design*, 2015, 65, pp. 1181–1188.

Etude analytique de la réponse mécanique des poutres poreuse en matériau FGM

Lazreg Hadji^{1,2}, Mohamed Ait Amar Meziane², Nafissa Zouatnia³

¹ : Université Ibn Khaldoun, Laboratoire de Géomatique et Développement Durable, Tiaret, Algérie, had_laz@yahoo.fr

² : Université Ibn Khaldoun, BP 78 Zaaroura, Tiaret, Algérie, mohamed_docs@hotmail.com

³ : Université Hassiba Benbouali, Laboratoire de Structures, Géotechnique et Risques, Chlef, Algérie, nissa.hadji@yahoo.com

Résumé :

Ce travail vise à développer une nouvelle simple théorie de déformation de cisaillement d'ordre élevé pour l'analyse de la vibration libre des poutres FGM en considérant les porosités qui peuvent se produire à l'intérieur des matériaux à gradient de propriétés (FGM) au cours de leur fabrication. La théorie proposée contient trois inconnues et trois équations gouvernantes, mais elle vérifie les conditions limites sans contraintes sur les surfaces supérieure et inférieure de la poutre sans l'aide de facteur de correction de cisaillement. Des solutions analytiques sont obtenues pour la poutre FGM par la présente théorie et sa précision est vérifiée en comparant les résultats obtenus avec ceux rapportés dans la littérature. Les effets de divers paramètres, tels que le rapport d'épaisseur, l'indice de gradient et la fraction volumique de la porosité sur la vibration libre des poutres FGM sont tous discutés.

Mots clé : Vibration ; FGM ; Porosité ; Facteur de correction ; Fraction volumique.

1. Introduction

Les matériaux fonctionnellement gradués (FGM) présentent de nombreux avantages pour les composants structurels d'ingénierie. Contrairement aux composites stratifiés à matrice-fibres, les FGM n'ont pas de problèmes de décollement ou de délaminage qui résultent de la grande concentration des contraintes inter-lamellaires. Le concept de "Matériaux à Gradient de propriétés" a été développé dans le laboratoire national d'aérospatial en 1984 par un groupe de scientifiques au Japon (M. Niino et ses collègues à Sendai). Les FGM sont microscopiquement inhomogènes (hétérogènes) et des matériaux composites spatiaux qui sont généralement composés de deux matériaux différents tels que la céramique et du métal ou de céramique-polymère. La composition du matériau change progressivement dans toute la direction de l'épaisseur. En conséquence, on suppose que les propriétés mécaniques varient d'une façon continue de la surface supérieure vers la surface inférieure. En raison des bonnes caractéristiques de la céramique à la chaleur et des résistances aux corrosions combinées à la dureté des métaux, la combinaison de la céramique et du métal ou des polymères peut conduire à d'excellents matériaux. Les FGM sont largement utilisés dans les domaines de l'ingénierie mécanique, aérospatiale, nucléaire et civile.

Toutefois, dans la fabrication des FGM, des micro-porosités ou des vides peuvent se produire dans les matériaux au cours du processus de frittage. Ceci est dû à la grande différence de température de solidification entre les constituants matériels [1]. Wattanasakulpong et al. [2] ont également donné la discussion sur les porosités qui se déroulent à l'intérieur des échantillons FGM fabriqués par une technique d'infiltration séquentielle en plusieurs étapes. Par conséquent, il est important de prendre en compte l'effet de la porosité lors de la conception des structures FGM soumises à des charges statique et dynamiques [3]. Par conséquent, des études consacrées à la compréhension des comportements statiques et dynamiques des structures en matériau FGM ont été accordées de plus en plus d'attention ces dernières années.

Ce travail vise à développer une nouvelle simple théorie de déformation de cisaillement d'ordre élevé pour l'analyse de la vibration libre des poutres FGM en considérant les porosités qui peuvent se produire à l'intérieur des matériaux à gradient de propriétés (FGM) au cours de leur fabrication. La théorie proposée contient trois inconnues et trois équations gouvernantes, mais elle vérifie les conditions limites sans contraintes sur les surfaces supérieure et inférieure de la poutre sans l'aide de facteur de correction de cisaillement. Des solutions analytiques sont obtenues pour la poutre FGM par la présente théorie et sa précision est vérifiée en comparant les résultats obtenus avec ceux rapportés dans la littérature. Les effets de divers paramètres, tels que le rapport d'épaisseur, l'indice de gradient et la fraction volumique de la porosité sur la vibration libre des poutres FGM sont tous discutés.

2. Théorie de la déformation de cisaillement d'ordre élevé des poutres poreuse

1. configuration géométrique

Considérons une poutre rectangulaire en matériaux fonctionnellement gradués, de longueur L et de section rectangulaire ($b \times h$), avec b et h représentent la largeur et la hauteur de la poutre respectivement comme montre la Figure 1. La poutre est réalisée en matériau isotrope avec les propriétés matérielles qui varient sans interruption dans la direction de l'épaisseur.

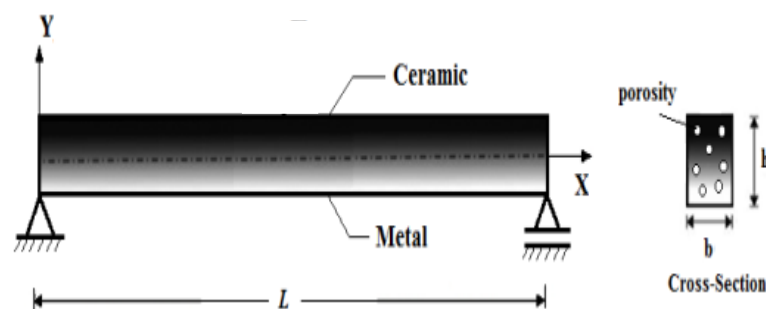


Figure 1. Géométrie et coordonnées de la poutre poreuse en FGM.

2. Propriétés des matériaux d'une poutre en céramique-métal

Les propriétés du FGM varient continuellement en raison de la fraction volumique progressive des constitutifs des matériaux (céramique et métal), généralement dans la direction de l'épaisseur. La fonction de la loi de puissance P-FGM est

couramment utilisée pour décrire ces variations des propriétés des matériaux. L'expression donnée ci-dessous représente le profil de la fraction volumique.

Une poutre FGM fabriquée à partir d'un mélange de deux matériaux, par exemple, le métal et la céramique. Les propriétés du matériau de la poutre FGM sont supposée variées de manière continue à travers l'épaisseur de la poutre. Dans cette étude, la poutre imparfaite est supposée avoir des porosités réparties dans l'épaisseur en raison de défaut pendant la production. Considérons un FGM imparfait avec une fraction volumique de porosité, α , ($0 \leq \alpha \leq 1$) répartie uniformément entre le métal et la céramique, la loi du mélange modifiée proposée par Wattanasakulpong et Ungbhakorn [3] est utilisée comme :

$$P = P_m \left(V_m - \frac{\alpha}{2} \right) + P_c \left(V_c - \frac{\alpha}{2} \right) \quad (1)$$

Maintenant, la fraction du volume total du métal et de la céramique est: $V_m + V_c = 1$, et la loi de puissance de la fraction volumique de la céramique est décrit comme :

$$V_c = \left(\frac{z}{h} + \frac{1}{2} \right)^p \quad (2)$$

Par conséquent, toutes les propriétés d'un FGM imparfait peuvent être écrites comme [4] :

$$P = (P_c - P_m) \left(\frac{z}{h} + \frac{1}{2} \right)^p + P_m - (P_c + P_m) \frac{\alpha}{2} \quad (3)$$

Il est à noter que le nombre réel positif p ($0 \leq p \leq \infty$) est l'indice de loi de puissance ou d'une fraction de volume, et z est la distance à partir du plan médian de la poutre à gradient de propriétés. La poutre FGM est une poutre entièrement en céramique lorsque k est mis à zéro et entièrement métallique pour une valeur de p égal à l'infini.

Ainsi, les équations du module de Young (E) et la densité du matériau (ρ) de la poutre FGM avec porosité peut être exprimée comme [4, 5]

$$E(z) = (E_c - E_m) \left(\frac{z}{h} + \frac{1}{2} \right)^p + E_m - (E_c + E_m) \frac{\alpha}{2} \quad (4)$$

$$\rho(z) = (\rho_c - \rho_m) \left(\frac{z}{h} + \frac{1}{2} \right)^p + \rho_m - (\rho_c + \rho_m) \frac{\alpha}{2} \quad (5)$$

Cependant, le coefficient de Poisson (ν) est supposé être constant. Les propriétés matérielles d'une poutre FGM parfaite peuvent être obtenues lorsque α est égale à zéro.

3. Cinématique et équations constitutive

Basant sur la théorie d'ordre élevée, le champ du déplacement est obtenu comme suit :

$$u(x, z, t) = u_0(x, t) - z \frac{\partial w_0}{\partial x} + k_1 f(z) \int \theta(x, t) dx \quad (6a)$$

$$w(x, z, t) = w_0(x, t) \quad (6b)$$

Dans ce travail, la fonction du cisaillement proposée est donnée comme suit :

$$f(z) = \frac{1}{2} z \left(\frac{1}{4} h^2 - \frac{1}{3} z^2 \right) \quad (7)$$

Les déformations linéaires associées avec le champ de déplacement de l'équation (6) sont :

$$\varepsilon_x = \varepsilon_x^0 + z k_x^b + f(z) k_x^s \quad (8a)$$

$$\gamma_{xz} = g(z) \gamma_{xz}^0 \quad (8b)$$

L'état de contrainte dans la poutre est donné par la loi de Hooke généralisée comme suit :

$$\sigma_x = Q_{11}(z) \varepsilon_x \text{ et } \tau_{xz} = Q_{55}(z) \gamma_{xz} \quad (9a)$$

Où Q_{ij} sont les coefficients de rigidité, peuvent être exprimés comme :

$$Q_{11}(z) = E(z) \text{ et } Q_{55}(z) = \frac{E(z)}{2(1+\nu)} \quad (9b)$$

4. Equations de mouvement

Les équations de mouvement pour la poutre FGM sont obtenues en utilisant le principe d'Hamilton, qui peut être écrit comme pour la poutre FGM comme suit :

$$\delta \int_{t_1}^{t_2} (U - T) dt = 0 \quad (10)$$

δU est la variation virtuel de l'énergie de déformation; et δT est la variation virtuel de l'énergie cinétique de la poutre FGM. les équations du mouvement pour la poutre FGM résultantes sont :

$$\delta u_0 : \frac{dN}{dx} = I_0 \frac{\partial u_0}{\partial x} - I_1 \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} + k_1 A' J_1 \frac{\partial \theta}{\partial x} \quad (11a)$$

$$\delta w_0 : \frac{d^2 M_b}{dx^2} = I_0 \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} + I_1 \frac{\partial^3 w_0}{\partial x^3} - I_2 \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + J_2 k_1 A' \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \quad (11b)$$

$$\delta \theta : -k_1 M_x^s + k_1 A' \frac{\partial Q}{\partial x} = -J_1 k_1 A' \frac{\partial u_0}{\partial x} - K_2 (k_1 A')^2 \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + J_2 k_1 A' \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \quad (11c)$$

Les équations de mouvement (11) peuvent être exprimées en termes des déplacements (u_0 , w_0 , θ). Pour la poutre FGM, les équations d'équilibre (11) prennent la forme :

$$A_{11} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} - B_{11} \frac{\partial^3 w_0}{\partial x^3} + B_{11}^s k_1 \frac{\partial \theta}{\partial x} = I_0 \frac{\partial u_0}{\partial x} - I_1 \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} + J_1 A' k_1 \frac{\partial \theta}{\partial x} \quad (12a)$$

$$B_{11} \frac{\partial^3 u_0}{\partial x^3} - D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + D_{11}^s k_1 \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + q = I_0 \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} + I_1 \frac{\partial^3 w_0}{\partial x^3} - I_2 \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + J_2 k_1 A' \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \quad (12b)$$

$$\begin{aligned} & - B_{11}^s k_1 \frac{\partial u_0}{\partial x} + D_{11}^s k_1 \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} - H_{11}^s k_1^2 \theta + A_{55}^s (k_1 A')^2 \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \\ & = - J_1 k_1 A' \frac{\partial u_0}{\partial x} + J_2 k_1 A' \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} - K_2 (k_1 A')^2 \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \end{aligned} \quad (12c)$$

Ou A_{11} , D_{11} , etc., sont les coefficients de rigidités, et sont définis comme :

$$(A_{11}, B_{11}, D_{11}, B_{11}^s, D_{11}^s, H_{11}^s) = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} Q_{11}(1, z, z^2, f(z), z f(z), f^2(z)) dz \quad (13a)$$

et

$$A_{55}^s = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} Q_{55} [g(z)]^2 dz \quad (13b)$$

5. Solution de Navier pour les poutres simplement appuyées

Pour une solution analytique des équations (12), la méthode de Navier est utilisée pour une poutre FGM avec des conditions d'appuis spécifiques (appuyée – appuyée). Les fonctions des déplacements qui satisfont les conditions aux limites peuvent être écrites en supposons les variations suivantes :

$$\begin{cases} u_0 \\ w_0 \\ \theta \end{cases} = \sum_{m=1}^{\infty} \begin{cases} U_m \cos(\alpha x) e^{i\omega t} \\ W_m \sin(\alpha x) e^{i\omega t} \\ X_m \sin(\alpha x) e^{i\omega t} \end{cases} \quad (14)$$

Ou U_m , W_m et X_m sont des paramètres à déterminer, ω et m est la fréquence propre associée au (m) nième mode propre avec

$$\alpha = m\pi / L \quad (15)$$

Substituant les expansions de u_0 , w_0 , θ de l'équation (14) dans les équations de mouvement (12), les solutions analytiques peuvent être obtenues à partir des équations suivantes :

$$\left(\begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} \end{bmatrix} - \omega^2 \begin{bmatrix} m_{11} & m_{12} & m_{13} \\ m_{12} & m_{22} & m_{23} \\ m_{13} & m_{23} & m_{33} \end{bmatrix} \right) \begin{cases} U_m \\ W_m \\ X_m \end{cases} = \begin{cases} 0 \\ 0 \\ 0 \end{cases} \quad (16)$$

Avec

$$\begin{aligned} S_{11} &= A_{11} \alpha^2, \quad S_{12} = -B_{11} \alpha^3, \quad S_{13} = -B_{11}^s \alpha k_1, \\ S_{22} &= D_{11} \alpha^4, \quad S_{23} = D_{11}^s \alpha^2 k_1, \quad S_{33} = H_{11}^s k_1^2 + A_{55}^s (k_1 A')^2 \alpha^2 \end{aligned} \quad (17a)$$

Et

$$\begin{aligned} m_{11} &= I_0, \quad m_{12} = -I_1 \alpha, \quad m_{13} = J_1 \alpha k_1 A', \\ m_{22} &= I_0 + I_2 \alpha^2, \quad m_{23} = -J_2 \alpha^2 k_1 A', \\ m_{33} &= K_2 \alpha^2 (k_1 A')^2 \end{aligned} \quad (17b)$$

3. Résultats et discussions

Dans cette partie, plusieurs exemples numériques sont présentés et discutés pour vérifier l'exactitude de la présente théorie raffinée de cisaillement de déformation pour l'analyse du comportement statique et dynamique des poutres en FGM sans et avec porosité simplement appuyées. Pour la poutre FGM, les propriétés matérielles utilisées dans la présente étude sont :

- Céramique (P_C : Alumine, Al_2O_3) : $E_c = 380$ GPa ; $\nu = 0.3$; $\rho_c = 3960$ kg/m³.
- Métal (P_M : Aluminium, Al) : $E_m = 70$ GPa ; $\nu = 0.3$; $\rho_m = 2702$ kg/m³.

Les propriétés matérielles de la poutre FGM sont supposées variables suivant l'épaisseur de la poutre selon une simple loi de puissance P-FGM. La partie inférieure de la poutre FGM est riche en Métal (Aluminium, Al), tandis que la surface supérieure est riche en céramique (Alumine, Al₂O₃). Pour plus de commodité, Le paramètre adimensionnel utilisé dans cette étude est :

$$\bar{\omega} = \frac{\omega L^2}{h} \sqrt{\frac{\rho_m}{E_m}}$$

6. Résultats d'analyse de vibration libre

L'analyse dynamique des poutres FGM poreuses est également considérée dans cette étude. Les résultats de la présente théorie ont été comparés avec ceux qui sont disponibles dans la littérature obtenus par les différentes théories de cisaillement tels que la théorie de cisaillement de premier ordre de Timoshenko FSDBT, la théorie de cisaillement sinusoidale de Touratier SSDBT, et la théorie de cisaillement exponentielle de Karama ESDBT et la théorie classique des poutres CBT (Simsek [6])...

Les tableaux 1 et 2 montrent également l'exactitude de la présente théorie raffinée avec et sans porosité en comparant les résultats de la fréquence fondamentale adimensionnelle des poutres FGM en Al/Al₂O₃ avec celles rapportées dans la littérature obtenus par les théories de cisaillement d'ordre élevés développées par Simsek [4]. Un excellent accord entre les solutions de la présente théorie raffinée et les résultats développés par Simsek [6]. On constate aussi que les fréquences de vibrations diminuent avec l'augmentation de la fraction volumique de la porosité (α) car la présence des pores aux niveaux de la poutre FGM affaiblit sa rigidité. On peut voir que toutes les théories de cisaillement des poutres avec la présente théorie raffinée donnent presque les mêmes fréquences, tandis que la théorie classique des poutres CBT surestime les fréquences de vibration pour tous les cas considérés.

Tableau 1 : Etude comparative de la fréquence fondamentale $\bar{\omega}$ d'une poutre en Al/Al₂O₃ pour différentes valeurs de l'indice de puissance p , et de la fraction volumique de porosité α ($L/h = 5$).

Théories	α	$p = 0$	$p = 0.2$	$p = 0.5$	$p = 1$	$p = 5$	$p = 10$	Métal
CBT*	$\alpha = 0$	5.3953	5.0206	4.5931	4.1484	3.5949	3.4921	2.8034
FSDBT*	$\alpha = 0$	5.1525	4.8066	4.4083	3.9902	3.4312	3.3134	2.6772
ESDBT*	$\alpha = 0$	5.1542	4.8105	4.4122	3.9914	3.4014	3.2813	2.6781
PSDBT*	$\alpha = 0$	5.1527	4.8092	4.4111	3.9904	3.4012	3.2816	2.6773
Présente	$\alpha = 0$	5.1527	4.8081	4.4107	3.9904	3.4012	3.2816	2.6773
	$\alpha = 0.1$	5.2223	4.8498	4.4042	3.9070	3.1478	3.0292	2.3554
	$\alpha = 0.2$	5.3048	4.8995	4.3928	3.7865	2.6961	2.5718	1.8433

* Résultats de la Ref [6]

Tableau 2 : Etude comparative de la fréquence fondamentale $\bar{\omega}$ d'une poutre en Al/Al₂O₃ pour différentes valeurs de l'indice de puissance p , et de la fraction volumique de porosité α ($L/h = 20$).

Théories	α	$p = 0$	$p = 0.2$	$p = 0.5$	$p = 1$	$p = 5$	$p = 10$	Métal
CBT*	$\alpha = 0$	5.4777	5.0967	4.6641	4.2163	3.6628	3.5546	2.8462
FSDBT*	$\alpha = 0$	5.4603	5.0827	4.6514	4.2051	3.6509	3.5415	2.8371
ESDBT*	$\alpha = 0$	5.4604	5.0829	4.6516	4.2051	3.6483	3.5389	2.8372
PSDBT*	$\alpha = 0$	5.4603	5.0829	4.6516	4.2050	3.6485	3.5389	2.8372
Présente	$\alpha = 0$	5.4603	5.0815	4.6511	4.2050	3.6485	3.5389	2.8371
	$\alpha = 0.1$	5.5340	5.1244	4.6412	4.1117	3.3767	3.2809	2.4960
	$\alpha = 0.2$	5.6214	5.1755	4.6254	3.9776	2.8856	2.8021	1.9533

* Résultats de la Ref [6]

L'effet de l'indice matérielle p sur les fréquences naturelle fondamentale adimensionnelle $\bar{\omega}$ des poutres FGM parfaite et imparfaite pour deux différentes valeurs du rapport d'épaisseur L/h de la poutre en utilisant la présente théorie de cisaillement d'ordre élevé sont illustrées dans les figures 2 et 3 respectivement.

Il est à noter que la fréquence adimensionnelle diminue avec l'augmentation de la valeur de l'indice de loi de puissance p pour les poutres parfaites et imparfaites et cela pour les trois rapports d'épaisseur L/h . Les fréquences sont supérieures pour les poutres entièrement en céramique ($p=0$) tandis que les fréquences sont inférieures pour les poutres en métal ($p \rightarrow \infty$).

Cette diminution des fréquences est expliquée par l'influence de la rigidité du matériau c-à-dire une augmentation de la valeur de l'indice de puissance p conduit à une diminution du module d'élasticité de la poutre. En d'autres termes, la poutre devient flexible lorsque l'indice de loi de puissance augmente, et diminuant ainsi les valeurs de la fréquence. De plus, la porosité (α) conduit à une diminution de la fréquence de la poutre. L'effet du rapport d'épaisseur de la poutre sur la fréquence de vibration est très clair dans les trois figures. Une diminution dans le rapport L/h conduit à une diminution dans les fréquences adimensionnelle. On peut également dire que le rapport d'épaisseur L/h à un effet considérable sur la fréquence fondamentale adimensionnelle. Cette dépendance est liée à l'effet de cisaillement sur la fréquence de vibration.

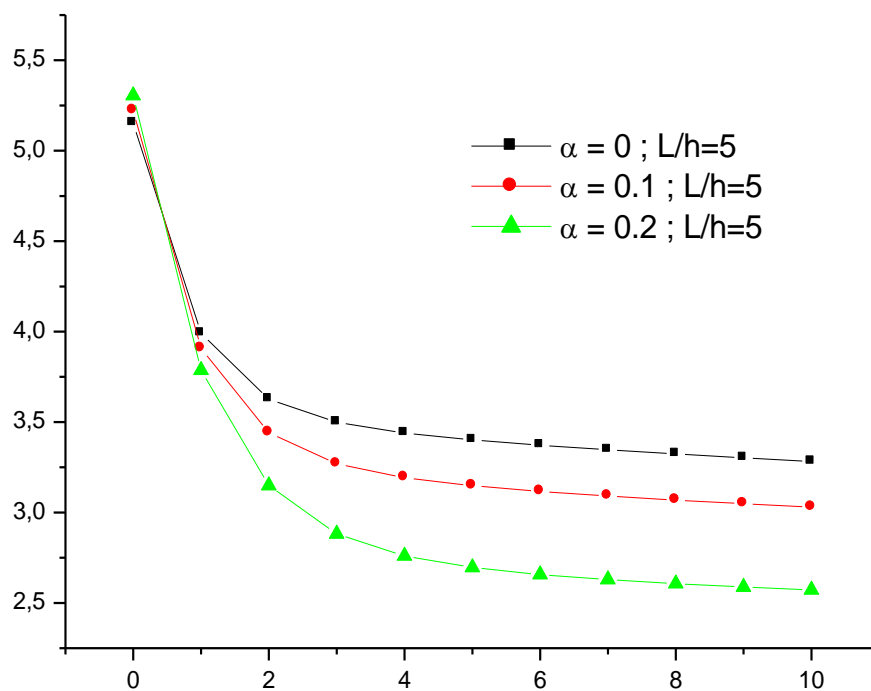


Figure 2. Variation de la fréquence fondamentale $\bar{\omega}$ en fonction de l'indice de puissance p et de la fraction volumique de porosité α d'une poutre FGM en Al/Al₂O₃ avec $L/h = 5$.

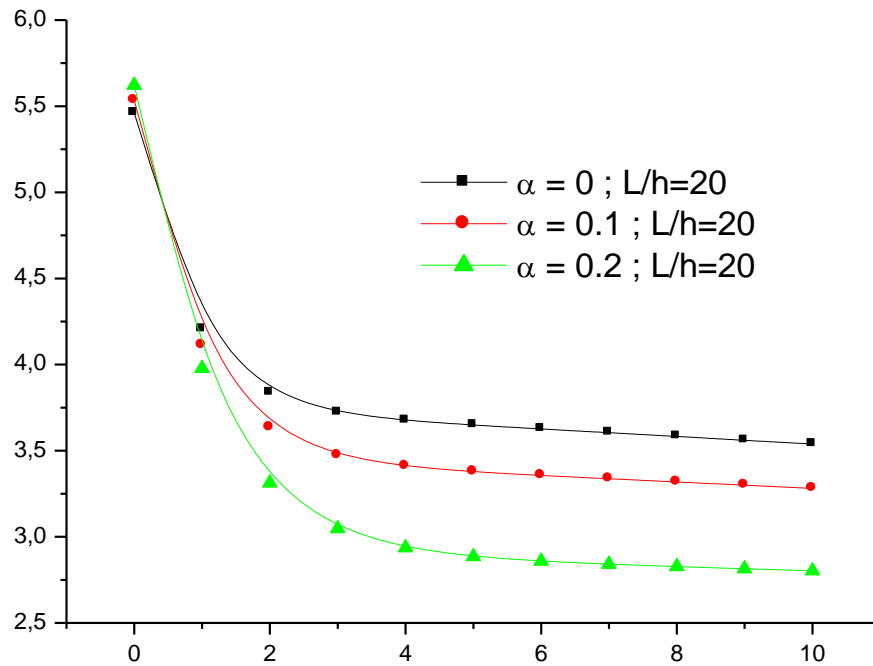


Figure 3. Variation de la fréquence fondamentale $\bar{\omega}$ en fonction de l'indice de puissance p et de la fraction volumique de porosité α d'une poutre FGM en Al/Al₂O₃ avec $L/h = 20$.

4. Conclusion

Dans ce travail, l'analyse de la vibration libre des poutres poreuse en FGM est examinée par une nouvelle simple théorie de déformation de cisaillement d'ordre élevé. Cette théorie satisfaisante satisfait la nullité des contraintes aux surfaces supérieures et inférieures de la plaque sans utiliser le facteur de correction de cisaillement. La loi du mélange modifiée couvrant les phases de porosité est utilisée pour décrire approximativement les propriétés des poutres FGM avec porosité. Sur la base de la présente théorie de la plaque, les équations de mouvement sont dérivées du principe des travaux virtuels et le principe d'Hamilton.

Les effets de divers paramètres, tels que le rapport d'épaisseur, l'indice de gradient et la fraction volumique de la porosité sur la flexion et la vibration libre des poutres FGM sont tous discutés. A partir de ce travail, on peut dire que la présente théorie des poutres proposée est exacte et simple pour la résolution du comportement mécanique des poutres FGM avec porosité.

5. Bibliographie

- [1] [Zhu. 2001] Zhu, J. Lai, Z. Yin, Z. Jeon, J. and Lee, S. Fabrication of ZrO₂-NiCr functionally graded material by powder metallurgy. Mater. Chem. Phys, 68(1-3), 130-135, 2001.
- [2] Wattanasakulpong, N. Prusty, B.G. Kelly, D.W. and Hoffman, M. Free vibration analysis of layered functionally graded beams with experimental validation. Mater. Des, 36, 182-190, 2012.
- [3] Wattanasakulpong, N. and Ungbhakorn, V. Linear and nonlinear vibration analysis of elastically restrained ends FGM beams with porosities. Aerosp. Sci. Technol, 32(1), 111-120, 2014.
- [4] Hadji, L., and Adda Bedia, E.A., Influence of the porosities on the free vibration of FGM beams, Wind and Structures, 21(3) 273-287, 2015.
- [5] Ait Atmane, H., Tounsi, A., Bernard, F., and Mahmoud, S.R., A computational shear displacement model for Vibrational analysis of functionally graded beams with porosities, Steel and Composite Structures, An Int'l Journal, 19(2), 369-385, 2015.
- [6] Simsek, M., Fundamental frequency analysis of functionally graded beams by using different higher-order beam theories, Nucl. Eng. Des., 240(4), 697-705, 2010.

**INTERNATIONAL CONGRESS FOR APPLIED MECHANICS JET'2018
2, 3 et 4 mai 2018, Marrakesh Maroc**

**POTENTIEL DE DEVELOPPEMENT DES SIMULATIONS DEM GPU
POUR DES APPLICATIONS DU GENIE CIVIL**

Patrick Pizette^{1,*}, Nicolin Govender^{1,2}, Daniel N. Wilke³, Nor-Edine Abriak¹

¹IMT Lille Douai, Univ. Lille, EA 4515 -LGCgE – Laboratory of Civil Engineering and geo-Environnement, Department Civil Engineering of & Environmental, F-59000 Lille, France;

²Department of Chemical and Process Engineering, University of Surrey, Guildford GU2 7XH, UK;

³Centre for Asset and Integrity Management, ⁵University of Pretoria, Pretoria, 0086, South Africa

* patrick.pizette@imt-lille-douai.fr

Mots clés: Méthode des Eléments Discrets, GPU, Silo, simulation aux larges échelles

Keywords: DEM (Discrete Element Method); Graphical Processor Unit (GPU) ; Silo ; large scale simulation

Résumé

Dédiée à l'étude des milieux granulaires à l'échelle des particules, la méthode des éléments discrets (DEM) est limitée par des contraintes de calcul qui l'empêchent d'être appliquée à des problèmes industriels à grande échelle. Dans cet article, les dernières avancées en DEM faisant appel aux calculs sous cartes graphiques (GPU) sont montrées. En particulier, l'utilisation du GPU permet d'atteindre un nouveau niveau de performance en DEM avec la prise en compte de dizaines de millions de particules. Le code de calculs DEM BlazeDEM3D-GPU a été utilisé pour simuler, dans un laps de temps acceptable, la décharge de silo de stockage industriel de gravier (centrale à béton). Ces résultats montrent en particulier les nouveaux potentiels apportés par le Calcul Haute Performance (HPC) pour la modélisation particulaire et pour les perspectives industrielles.

Abstract

Dedicated for study the granular media at scale of particles, the Discrete Element Method (DEM) is limited by computational constraints preventing it application to large-scale industrial problems. In this paper, the latest advances in DEM using the Graphic Process Unit (GPU) to perform the computations are shown. In particular, the utilization of the GPU allows achieving new performance level of DEM with the consideration of tens of millions of particles. The BlazeDEM3D-GPU framework has been used to simulate within a practically accepted time frame discharge of the gravel industrial storage silo. These results show in particular the new potentials brought by the high performance computation (HPC) for particulate modeling and the industrial perspectives.

1. Introduction

Le traitement des matériaux granulaires est crucial pour un certain nombre d'industries telles que les produits pharmaceutiques, la construction, l'exploitation minière, la géologie et les services publics

primaires. La manipulation et le traitement des matériaux granulaires représentent environ 10% de la consommation d'énergie annuelle [1]. Dans une étude menée aux États-Unis sur les besoins énergétiques des installations d'extraction minière (charbon, métaux et granulat), il s'avère que les besoins s'élèvent à 1246 TBtu / an, alors que la consommation d'énergie minimale dite pratique est estimée à 579 TBtu / an [2] soit un potentiel de réduction de plus de 50% (la valeur théorique minimale est de 184 TBtu/yr). Il est évident que la modification de la conception pour optimiser des processus pourrait jouer un rôle important pour le développement d'un secteur industriel plus économe en énergie.

Le statu quo dans l'industrie face à la physique complexe régissant les matériaux granulaires est que les stratégies actuelles pour manipuler les matériaux granulaires restent trop conservatrices et souvent énergivores pour empêcher ou réduire les problèmes de manipulation de matériaux en vrac industriels comme la ségrégation, la formation de voûtes, manipulation. Des approches d'échelle granulaire ont également été développées pour comprendre la physique fondamentale régissant le flux granulaire et pour étudier des applications industrielles, en particulier pour améliorer la compréhension et l'estimation de la dissipation d'énergie et l'efficacité énergétique des processus d'écoulement granulaire.

La méthode des éléments discrets (Discrete Element Method, DEM) consiste à modéliser des assemblages de particules en prenant en compte de façon distinctes chacune d'elles ainsi que les interactions entre chaque particule [3]. La méthode est donc adaptée aux problématiques des milieux granulaires, et en particulier celles liées aux génies civil. Cependant, l'approche DEM est restée limitée en termes de temps de calcul au niveau des applications. Dans ce contexte, cette étude discute des nouvelles avancées et des perspectives rendues possibles par l'utilisation du calcul Haute Performance (HPC) pour appliquer la DEM aux grandes échelles en visant en particulier des installations industrielles. Dans cette étude, on s'intéresse en particulier aux calculs menés sous GPU. L'attention est spécifiquement concentrée sur le framework BlazeDEM3D-GPU nouvellement développé [5] en montrant via cette présentation des applications d'écoulement de milieu granulaire pour des applications industrielles touchant le domaine du génie civil.

2. Méthode des Elément discrets et approche sous GPU

La méthode des éléments discrets (DEM) proposée par Cundall et Strack [3] a mûri au cours des trois dernières décennies dans une approche systématique pour estimer et prédire la réponse des systèmes granulaires. Malheureusement, le nombre de particules simulées dans les systèmes granulaires est principalement limité à des centaines de milliers de particules. Ceci est dû à l'approche de modélisation qui se fait directement au niveau de la particule et aux points de contact, ce qui rend le calcul de DEM intensif. Bien que la DEM soit particulièrement adapté pour étudier l'efficacité énergétique des processus, elle n'a pas été largement adoptée en raison des limitations du nombre de particules que le DEM peut simuler dans des délais réalistes. Ce point est crucial notamment dans la perspective de problème de géomécanique et de génie civil [4].

Les simulations DEM sur les clusters de calcul (CPU) sont limitées à des millions de particules qui entraînent encore des temps de calcul importants. Cependant, avant que le DEM puisse être pratiquement considéré pour des applications industrielles, le nombre de particules doit être augmenté à des dizaines ou des centaines de millions de particules tout en étant simulées dans un laps de temps réaliste. Ainsi, les développements actuels du calcul parallèle des calculs DEM sur des clusters de calcul (CPU) ou de cartes GPU (Graphical Processor Unit) permettront d'augmenter les capacités de calcul et de résoudre les problèmes granulaires industriels à grande échelle dans des temps de calcul réalistes.

Le GPU (Graphic Processor Unit) par l'architecture matérielle fortement parallélisée peut offrir de nouvelles opportunités pour les applications industrielles. Dans cette étude, nous utilisons le framework BlazeDEM3D-GPU développé par Govender et al. [5]. BlazeDEM3D-GPU est un code DEM open-source qui a été validé pour des simulations de broyeurs à boulets industriels [6] et à l'échelle-laboratoire [10] et

pour des applications de décharge de trémie [7, 8]. Dans le cas de la décharge de la trémie de particules, des simulations DEM GPU ont récemment été réalisées pour simuler des systèmes de particules sphériques et polyédriques dans une configuration à grande échelle [9]. La présente étude met en évidence le potentiel des simulations DEM basées sur GPU pour résoudre des problèmes industriels à grande échelle ciblés vers le génie civil.

3. Exemples de simulation DEM de problèmes aux larges échelles

Des applications DEM avec l'apport du GPU ont été étudiées sur des problèmes d'écoulement granulaire typiques rencontrés dans l'industrie du béton. Des exemples de simulation DEM avec l'apport des calculs sous GPU est illustrée sur la figure suivante. En particulier, des décharges de silo de stockage de gravier ou de sable (cf. figure 1.a) ont été modélisées et simulées en conditions réelles de service avec un remplissage pouvant atteindre des dizaines de millions de particules. Par exemple la figure 1.b illustre un écoulement à 8 millions de particules réalisés dans des temps de calculs raisonnable (1 à 2 heures pour 30 secondes de temps physique sur une carte de calcul NVIDIA TITAN).

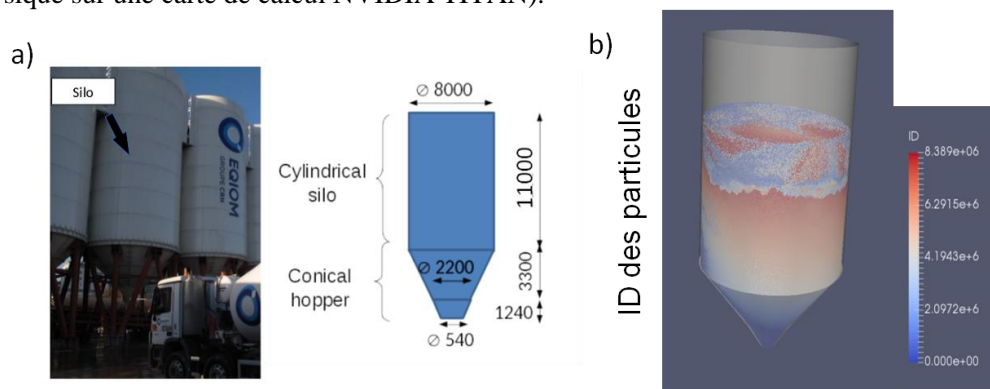


Figure 1 : (a) Description d'un exemple de silo de centrale à Béton (taille en mm) (b) Fin de remplissage du silo (coloration en fonction des ID, 8 millions de particules)

La figure 2 illustre aussi les possibilités des variables pouvant être vues avec la modélisation DEM en particulier les champs de vitesse avec une vue en coupe effectuée à l'intérieur du silo. De plus, les courbes de décharges sont aussi comparées dans cette étude avec l'approche empirique de type loi de Beverloo permettant ainsi de confronter les simulations avec des données réelles.

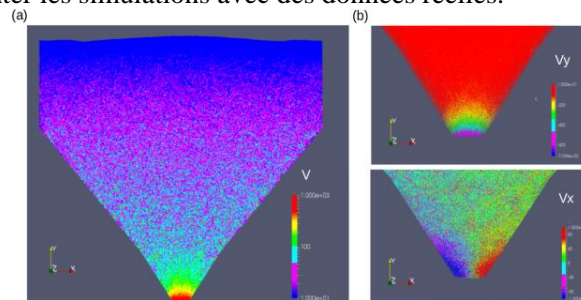


Figure 2 : Vues en coupe des champs de vitesse linéaires après 20 s de temps de décharge (a) amplitude (échelle logarithmique) (b) composantes (dans les directions x et y) (environ 34 millions de particule)

4. Conclusion et perspectives

Comme requis pour une application industrielle pertinente, jusqu'à plusieurs dizaine de millions de particules ont été simulées avec la DEM dans un laps de temps pratiquement acceptable. Cette étude met aussi en évidence que des simulations DEM à grande échelle peuvent être effectuées dans un délai raisonnable lorsque les calculs sont effectués sous carte graphique GPU. Cet apport du calcul Hautes performances rend l'analyse à grande échelle pertinente. L'objectif est de permettre d'effectuer un certain nombre d'analyses pour orienter les processus granulaires vers une efficacité améliorée à la fois au niveau du process mais aussi d'un point de vue énergétique.

Remerciements

Nous remercions NVIDIA Corporation pour le soutien apporté dans cette étude par l'obtention d'une carte GPU Titan X Pascal.

Références

- [1] DURAN J., Sands, powders, and grains: An introduction to the physics of granular materials. Springer Science & Business Media, 2012
- [2] Mining Industry Bandwidth Study, US Department of Energy, BCS Incorporated, June 2007
- [3] Cundall P.A. and Strack O.D.L, A discrete numerical model for granular assemblies, *Geotechnique* 29, 47-65, 1979
- [4] O'Sullivan C., *Particulate Discrete Element Modeling : A Geomechanics Perspectives* (Spon Press, New York, 2011) 561
- [5] Govender N., Wilke D.N., Kok S., Blaze-DEMGPU: Modular high performance DEM framework for the GPU architecture, *SoftwareX* 5, 62-66 (2016)
- [6] Govender N., Rajamani R.K, Kok S., Wilke D.N, Discrete element simulation of mill charge in 3D using the BLAZE-DEM GPU framework, *Miner. Eng.* 79, 152-168, 2015
- [7] Govender N., Pizette P., Wilke D.N, Abriak N.E., validation of the GPU based BLAZE-DEM framework for hopper discharge, *PARTICLES* 2015, Barcelona
- [8] Govender N, Wilke D N , Pizette P, Rajamani R.K., Industrial Scale Particle Simulations on the GPU Using the Blaze-DEM Code, *Proceedings of the 7th International Conference on Discrete Element Methods*, Springer Proceedings Phys. 188 (2017)
- [9] Govender N., Wilke D.N., Pizette P., Abriak N-E, A study of shape non-uniformity and polydispersity in hopper discharge of spherical and polyhedral particle systems using the BlazeDEM3DGPU code, *Appl. Math. Comput.* (in press)
- [10] Pizette P, Govender N, Abriak N-E, Wilke D.N, GPU DEM simulations and Experimental studies of ball milling process for various particle shapes, *Proceedings of the 7th International Conference on Discrete Element Methods*, Springer Proceedings Phys. 188 (2017)



"Étude expérimentale du comportement en fatigue des composites verre/époxy évalué par la dégradation de la rigidité et l'accumulation des dommages"

Walid Roundi¹
 Abderrahim El Mahi²
 Abdellah El Gharad¹
 Jean-Luc Rebière²

¹ " Laboratoire Marocain de l'Innovation et de la Performance Industrielle (LaMIPI)
 Ecole Normale Supérieure de L'Enseignement Technique de Rabat (ENSET)
 Université Mohammed V Rabat, Maroc
 e-mail : roundi.walid@gmail.com"

² " Laboratoire d'Acoustique de l'Université du Maine
 (LAUM) UMR CNRS 6613 Le Mans Université du Maine, Av. Olivier Messiaen
 72 085 Le Mans cedex 9, France"

Résumé :

Le présent travail porte sur l'étude du comportement mécanique des matériaux composites verre/époxy sous chargement cyclique. Les échantillons testés ont été réalisés selon différentes séquences d'empilement ($[0_2/90_2]_s$, $[90_2/0_2]_s$, $[0_3/90]_s$, $[90_3/0]_s$ avec la technique du moulage sous vide. Les essais de fatigue ont été effectués sous différents niveaux de chargement (r) afin d'évaluer l'effet de ce dernier sur la dégradation de la rigidité et l'évolution du facteur de dommage global (D) en fonction du nombre de cycles. Au cours des essais de fatigue nous avons enregistré l'évolution du déplacement maximum d_{max} rapporté à celui obtenu durant le premier cycle d_{0max} en fonction du nombre de cycles.

Mots Clés : Fatigue, Composite, Endommagement, Verre/Epoxy, Séquence d'empilement.

1. Introduction

Depuis quelques dizaines d'années, les applications des matériaux composites stratifiés s'étendent à des domaines de plus en plus variés, grâce à leurs performances très intéressantes. Dans ce sens les industries aérospatiales et aéronautiques expriment un intérêt croissant envers plusieurs types de matériaux composites, et notamment les verres/époxy vu leurs très bonnes résistances et rigidités spécifiques. Avec le développement de ces applications, les structures réalisées en matériaux composites sont appelées à devenir de forme de plus en plus complexe, et à répondre à des sollicitations elles aussi de plus en plus variées. La fiabilité et la durabilité de certaines de ces pièces maitresses peuvent être vitales pour l'ensemble du produit fabriqué. Les composites stratifiés verre / époxy sont hétérogènes et anisotropes, il est plus complexe de caractériser leur comportement mécanique par rapport aux matériaux métalliques. Le développement des dégradations dans un composite stratifié est un mécanisme complexe qui résulte de différents modes d'endommagements souvent concomitants et qui dépend de très nombreux paramètres. Dans cet objectif de nombreuses études expérimentales ont été réalisées en ce qui concerne les endommagements sous sollicitations monotones, servant de base à quelques modélisations. Par contre les résultats en fatigue sont à l'heure actuelle plus rare, alors qu'ils sont très utiles pour les structures aéronautiques ou spatiales. Plusieurs études ont montré que les dommages causés par la fatigue peuvent être évalués par la rigidité, la résistance résiduelle ou d'autres propriétés mécaniques [1-7]. El Mahi et al [8] montrent que le comportement en fatigue des matériaux composites est principalement dû au type du changement appliqué et à la perte de rigidité au cours des cycles. Muc [9] définit la rigidité résiduelle en fonction de la rigidité initiale, de niveau de la contrainte appliquée et la densité des fissurations de la matrice. Poursartip et al. [10] démontrent que la réduction de la rigidité pourrait être liée d'une manière linéaire aux «dommages» cumulés en raison des cycles de fatigue. Broutman [11] a proposé une théorie des dommages cumulatifs afin d'étudier le comportement en fatigue et la défaillance des composites renforcés par des fibres de verre. F.Wu et Plumtree [12, 13] ont étudié l'évolution des dommages dans un stratifié en polymère renforcé par des fibres de carbone $[\pm 45]_{2S}$ et dans des stratifiés en fibre de carbone pendant des essais de fatigue. Ils ont démontré que le comportement en fatigue de ces composites est principalement dû à l'évolution des dommages et à la dégradation de la rigidité qui permet la formation des fissures microscopiques conduisant à la rupture de ces matériaux. Cette étude porte alors sur la caractérisation du comportement mécanique des stratifiés verre / époxy évalué par la dégradation de la rigidité et l'accumulation des dommages. Grâce aux résultats obtenus une description du comportement cyclique de ces composites a été développée. Cette dernière consiste à modéliser l'évolution de la rigidité, ainsi le facteur d'endommagement en fonction du nombre de cycles par des fonctions simples dont les coefficients dépendent des différents paramètres caractérisant le comportement en fatigue du matériau. Au cours des essais de fatigue nous avons enregistré l'évolution du déplacement maximum d_{max} rapporté à celui obtenu dans le premier cycle d_{0max} en fonction du nombre de cycles. Cette évolution constitue l'une des méthodes les plus utilisées pour suivre la progression de l'endommagement par fatigue des composites.

2. Mise en œuvre

Les composites étudiés durant ce travail sont mis en œuvre en utilisant des fibres stratifiées avec des séquences d'empilement de $([0_2/90_2]_s ; [90_2/0_2]_s ; [90_3/0]_s ; [0_3/90]_s)$. Les renforts sont constitués par des fibres de verre de densité surfacique de 300 g m^{-2} , la résine époxyde est de type SR1500. Les composites étudiés ont été réalisés par moulage sous vide, par la technique dite du "sac". Les différents plis sont positionnés manuellement selon la séquence désirée. Les couches sont imprégnées de résine à température ambiante à l'aide d'un rouleau ou d'un pinceau, puis moulées sous vide entre le moule et le contre moule après interposition de divers tissus de moulage. L'ensemble est placé dans un sac étanche, sous vide avec une dépression de 0,7 bar pendant 10 heures. La résine sera drainée jusqu'à l'extrémité du moule et aspirée vers les canaux de vide. La découpe des plaques selon la géométrie des éprouvettes est réalisée avec une tronçonneuse à disque diamanté. La fabrication de ces matériaux est réalisée au sein du laboratoire (LAUM). Le dosage utilisé est de 50% du taux de fibres de verre de densité 300 g/m^2 et de 50% du taux de résine époxyde de type SR1500. Les Tab. 1 et Tab. 2 présentent les propriétés mécaniques des fibres de verre et de la résine époxyde utilisées.

Tableau .1 Propriétés mécaniques de la fibre de verre

Fibre de verre	
Densité surfacique (g/m^2)	300
Contrainte à la rupture (MPa)	2500
Coefficient de Poisson	0,25
Déformation à la rupture (%)	4,8
Module de traction (GPa)	74
Module de cisaillement (GPa)	30

Tableau .2 Propriétés mécaniques de la résine

Résine époxyde	
Module de Young (MPa)	2900 à 3200
Résistance en traction (MPa)	74 à 77
Résistance en flexion (MPa)	115 à 120

3. Dispositif expérimental

Les essais sont effectués sur une machine d'essais hydraulique universelle de type INSTRON 8516 (Fig. 1), avec une capacité de 100 kN. La déformation transversale de l'éprouvette est mesurée à l'aide d'un capteur de déplacement (LVDT) et la charge est mesurée à l'aide d'une cellule de force. La déformation longitudinale est mesurée à l'aide d'un extensomètre. Le pilotage et l'acquisition se font par ordinateur. Les éprouvettes ont été testées sous température ambiante jusqu'à la rupture, avec un chargement de forme d'onde sinusoïdale avec une fréquence de 10Hz.

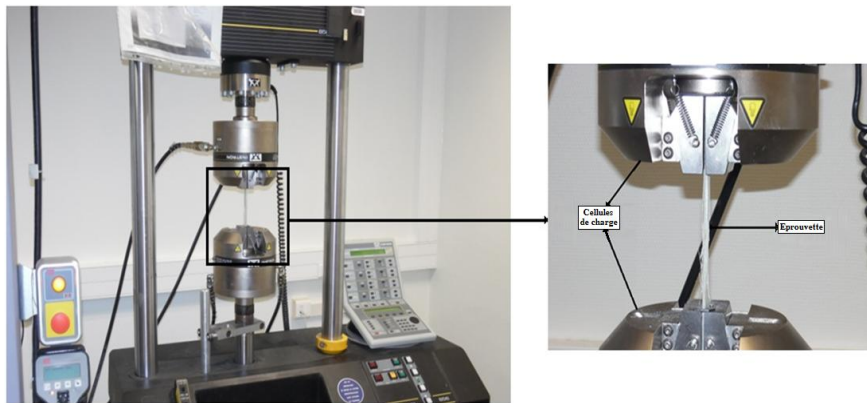


Figure 1. Dispositif expérimental

4. Résultats et discussions

4.1 Evolution de la rigidité

La rigidité est un paramètre qui peut être suivi et relié à la durée de vie en fatigue des matériaux. Plusieurs modèles analytiques sont développés pour relier la rigidité aux différents paramètres caractérisant le comportement en fatigue du matériau (le nombre de cycles, le niveau et rapport de chargement).

Hwang et al [14] ont proposé un modèle pour décrire le comportement des matériaux composites au cours des essais de fatigue. Ce modèle est basé sur une interpolation des résultats de quelques essais de fatigue par des fonctions simples. Ces fonctions dépendent du type de contrôle :

En contrôle de force : l'évolution du déplacement en fonction du nombre de cycles et du niveau de chargement est décrite par une fonction du type exponentiel, elle s'exprime par :

$$\frac{d_{0max}}{d_{max}} = e^{(-C_{0F} r^{CF} n)} \quad (1)$$

Où r est le niveau de chargement (F_{max} / F_{rup}), C_F et C_{0F} dépendent du matériau et sont déterminés expérimentalement.

Nous avons reporté sur la Fig. 2 l'évolution du déplacement (d_{0max}/d_{max}) en fonction du nombre de cycles pour les quatre séquences d'empilement et sous différents niveaux de chargement r (0,6; 0,7; 0,8). Les résultats présentés montrent que la perte de rigidité (caractérisée par le rapport d_{0max} / d_{max}), jusqu'à la rupture de l'éprouvette se déroule en trois phases. Dès les premiers cycles, nous enregistrons une diminution rapide de la rigidité (phase I). Cette diminution devient ensuite très lente dans la deuxième phase et correspond à la quasi-totalité de la durée de vie de l'éprouvette. La troisième phase est caractérisée par une très courte durée, la perte de rigidité s'accélère brutalement jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les trois phases de la courbe peuvent être associées à une initiation et une multiplication des microfissurations pour la première phase, une propagation des microfissures durant la deuxième phase qui constitue à peu près 90% de la durée de vie et enfin une propagation rapide de la fissure qui devient plus localisée entraînant la rupture de l'éprouvette pour la dernière phase.

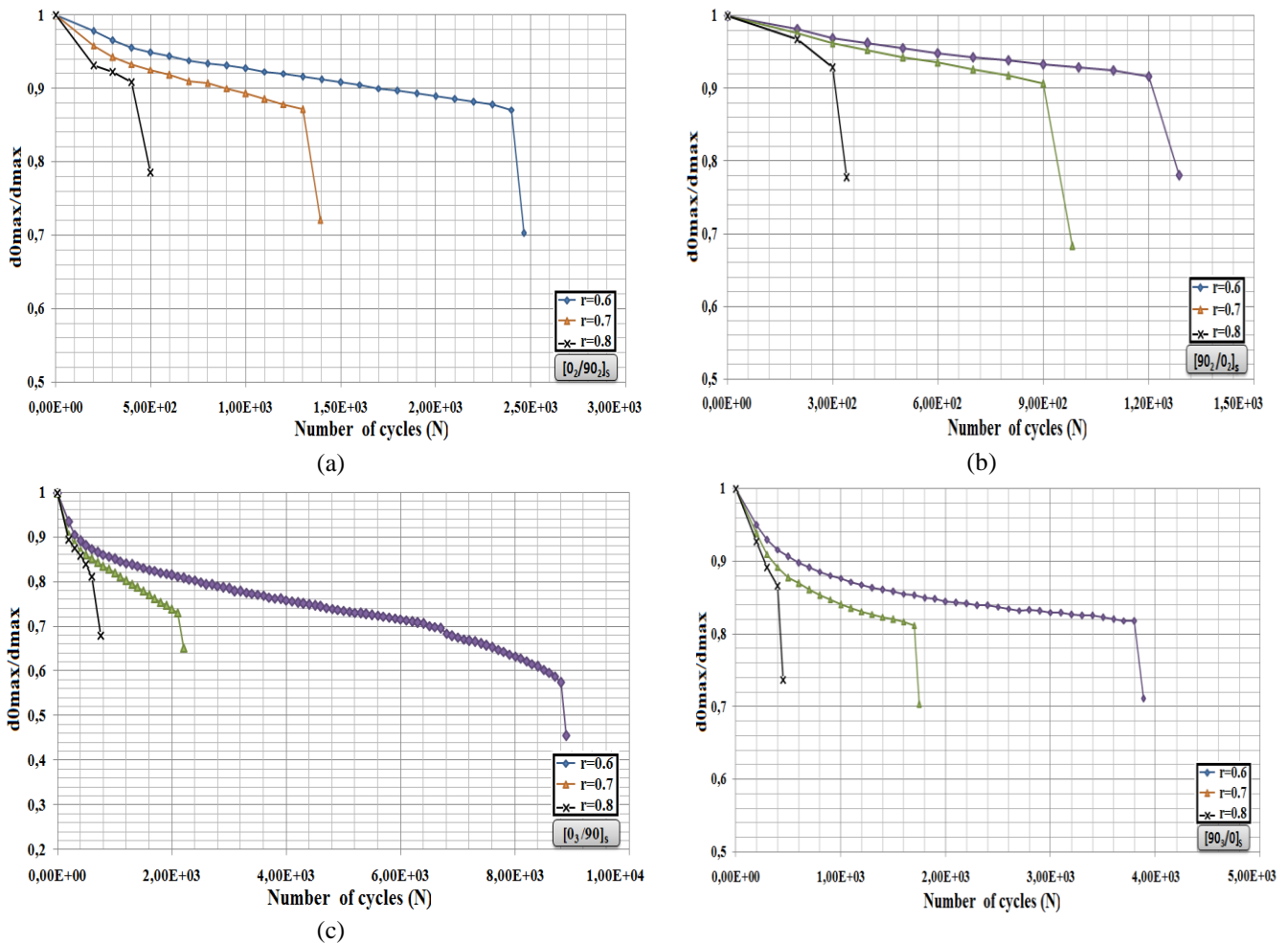


Fig.2 Chute de la rigidité au cours des essais de fatigue : (a) $[0_2/90_2]_s$, (b) $[90_2/0_2]_s$, (c) $[0_3/90]_s$ et (d) $[90_3/0]_s$

4.2 Évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles

Le facteur d'endommagement associé au processus de dégradation mécanique peut être interprété comme la densité de surface des défauts affectant la matière. Ce dernier, dans des conditions de chargement et d'environnement identiques au cours des essais de fatigue, peut être défini par un paramètre D tel que :

$$\begin{aligned}
 D &= 0 ; \text{ pour } n=0 \text{ (au premier cycle)} \\
 D &= 1 ; \text{ pour } n=Nr \text{ (à la rupture)}
 \end{aligned}
 \tag{2.3}$$

Le degré de dégradation du matériau sous le chargement externe est représenté par le facteur d'endommagement D [15,16]:

$$D = \frac{d_{max} - d_{0max}}{d_{\alpha max} - d_{0max}}
 \tag{2.4}$$

Où d_{0max} est le déplacement initial, $d_{\alpha max}$ déplacement final et d_{max} déplacement à un nombre de cycles donné.

La Fig. 3 présente l'évolution du facteur d'endommagement D en fonction du nombre de cycles N pour les séquences d'empilement étudiées avant, et sous quatre niveaux de

chargement r (50%, 60%, 70%, et 80%). Les résultats issus de l'étude expérimentale (Fig. 3) montrent que l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles jusqu'à la valeur critique se déroule en deux phases: une première phase où se manifeste une dégradation rapide dès les premiers cycles, cette dégradation étant d'autant plus importante que le niveau de chargement est élevé, suivi d'une deuxième phase plus lente où le matériau se dégrade progressivement jusqu'à la rupture ($D=1$). La Fig.4 présente les courbes de Wöhler pour les différentes séquences d'empilement étudié durant ce travail. Les éprouvettes avec les séquences d'empilement $[0_3/90]_s$ ont une durée de vie plus importante avec une résistance à la fatigue plus élevée.

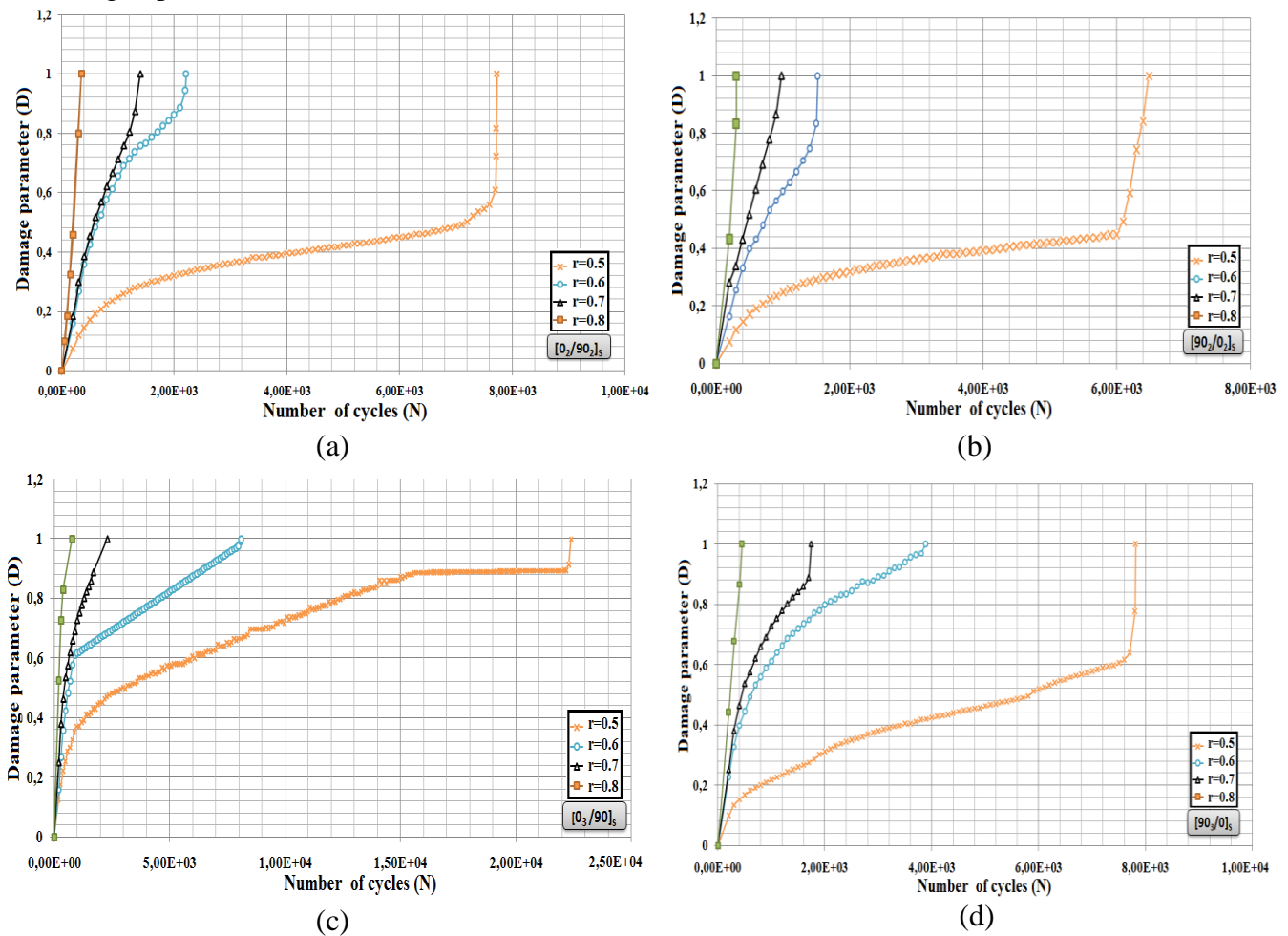


Figure. 3 Evolution du facteur d'endommagement en cours des essais de fatigue: (a) $[0_2/90_2]_s$, (b) $[90_2/0_2]_s$, (c) $[0_3/90]_s$ et (d) $[90_3/0]_s$

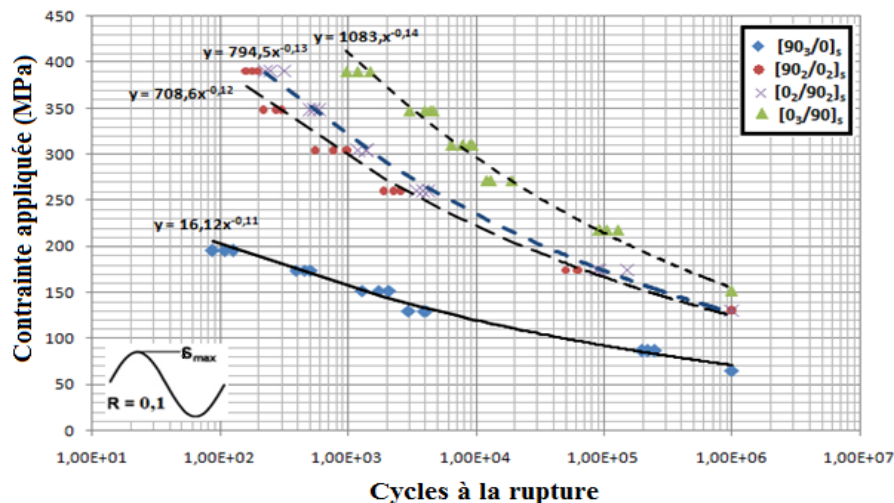


Figure. 4 Courbes contrainte/durée de vie pour les quatre séquences d'empilements

5. Conclusion

Les résultats de cette étude ont permis de suivre l'évolution de la rigidité des éprouvettes en fonction du nombre de cycles. Cette dernière est caractérisée par une diminution brutale dès les premiers cycles, ensuite dans la deuxième phase la diminution est très lente, ce qui correspond à la quasi-totalité de la durée de vie des éprouvettes et enfin dans la troisième phase très courte, la perte de rigidité s'accélère brutalement jusqu'à la rupture des échantillons. Les résultats issus de l'étude expérimentale montrent que l'évolution du facteur l'endommagement "D", en fonction du nombre de cycles jusqu'à la valeur critique se déroule en deux phases: une première phase où se développe une dégradation rapide dès les premiers cycles, cette dégradation étant d'autant plus importante que le niveau de chargement est élevé. La deuxième phase est plus lente où le matériau se dégrade progressivement jusqu'à la rupture ($D=1$).

References

- [1] Kashtalyan M, Soutis C . Stiffness degradation in cross-ply laminates damaged by transverse cracking and splitting. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2000;31: 335–351.
- [2] Zhang Ye, Anastasios P, Keller T. Stiffness degradation and fatigue life prediction of adhesively-bonded joints for fiber-reinforced polymer composites. *Int J Fatigue* 2008; 30: 1813–1820.
- [3] Kwon, W, Berner, M. Micromechanics model for damage and failure analysis of laminated fibrous composites. *Engineering Fracture Mechanics* 1995; 52, No. 2: 231-242.
- [4] Farooq MK, El Mahi A, Sahraoui S, Berthelot JM. Fatigue behaviour of sandwich composite materials. In: Ninth international conference on composites engineering; ICCE/9; July 1–6; 2002 in San Diego, USA.
- [5] Andersonsa J, Hojob M, Ochiaic S. Empirical model for stress ratio effect on fatigue delamination growth rate in composite laminates. *Int J Fatigue* 2004; 26: 597-604.

- [6] El Mahi A., Farooq M.-K, Sahraoui S., A. Bezazi, "Modelling the flexural behaviour of sandwich composite materials under cyclic fatigue" *Materials and Design*, (25), pp. 199-208, 2004.
- [7] Berthelot J-M., El Mahi A., Le Corre J.-F., "Development of transverse cracking in cross-ply laminates during fatigue tests". *Composites Science and Technology*, Volume 61, pp. 1711-1721, 2001.
- [8] El Mahi A, Berthelot J-M, Brillaud J. Stiffness reduction and energy release rate of cross-ply laminates during fatigue tests. *Composite Structures* 1995; 30: 123-130.
- [9] Muc A, Bondyra A. Modeling of fatigue damage evolution in composite multilayered cylindrical shells; *ICCM* 2012.
- [10] Poursartip A, Ashby MF, Beaumont PWR. Damage accumulation during fatigue of composites. *Scripta Metallurgica* 1982; 16: 601-606.
- [11] Broutman L.I, Sahu S. A New theory to predict cumulative fatigue damage in fiberglass reinforced plastics. *composite materials* 1972; 170-188.
- [12] Wu F, Yao W. A fatigue damage model of composite materials. *Int J Fatigue* 2010; 32: 134-138.
- [13] Plumtree A, Melo M, Dahl J. Damage evolution in a $[\pm 45]_2S$ CFRP laminate under block loading conditions. *Int J Fatigue* 2010; 32: 139–145.
- [14] W. Hwan, C.S. Lee, H.C. Park, K.S. Han. Single and multi-stress level fatigue life prediction of glass/epoxy composites. *Journal of Advanced Materials*, 1995, 7, p 3-9.
- [15] Hwang W, Lee CS, Park H.C, Han K.S. Single and multi-stress level fatigue life prediction of glass/epoxy composites. *J Adv Mater* 1995; 1: 3-9.
- [16] Clark SD, Sheno RA, Allen HG. Modelling the fatigue behavior of sandwich beams under monotonic, 2 step and block loading regimes. *Compos Sci Technol* 1999; 59: 471–86.

COMPORTEMENT A L'USURE ABRASIVE DE L'ACIER X70 DUAL PHASE

Zidelmel Sami

Allaoui Omar

Laidi Omar

Laboratoire Génie des Procédés, Université de Laghouat, B.P. 37G, 03000 Algerie

s.zidelmel@lagh-univ.dz

o.allaoui@lagh-univ.dz

o.laidi@lagh-univ.dz

Resumé

Les aciers dual phase (DP) sont caractérisés par une microstructure constituée de phase de martensite dure dispersée dans une matrice de ferrite ductile. Les aciers (DP) sont un excellent candidat pour les applications où une faible limite d'élasticité, une résistance à la traction élevée, et un bon allongement uniforme sont nécessaires. La fraction volumique et la morphologie de la martensite peuvent être contrôlées par des températures de recuit intercritique et la microstructure initiale de l'acier avant traitement thermique de recuit intercritique. De nombreuses études expérimentales ont montré que le comportement à l'usure de l'acier (DP) dépend de divers facteurs microstructuraux tels que la fraction volumique, la morphologie, la répartition de la phase martensitique. Compte tenu de cela, ce travail présente une étude sur le comportement à l'usure par abrasion de l'acier (DP) X70 avec deux microstructures différentes. Des traitements thermiques de trempe intermédiaire (QI) et de trempe par paliers (SQ) ont été appliqués à deux températures de recuit intercritique 760 ° C et 780 ° C afin d'obtenir différentes fractions et morphologies de martensite. L'étude a aidé à concevoir des programmes de traitement thermique appropriés pour générer des combinaisons souhaitées de microstructure, conduisant ainsi à de meilleures propriétés d'usure par abrasion. Des essais d'usure par abrasion ont été effectués sur une machine Pin on disque sur différentes charges normales de 1, 2 et 3 kg et avec une vitesse de glissement fixe de 3 m / min à une distance de glissement constante de 200 m. Les résultats expérimentaux montrent que le traitement (IQ), avec des microstructures finement dispersées, a une résistance à l'usure plus élevée que le traitement (SQ) avec des microstructures à bandes. Une comparaison minutieuse des surfaces de traces d'usure des échantillons représentatifs obtenus après (IQ) et (SQ) a été étudiée sous microscope électronique à balayage.

Mots clés: recuit intercritique, acier dual phase, résistance à l'usure par abrasion

1. Introduction

Les aciers dual phase (DP) sont caractérisés par une microstructure composite constituée d'une phase martensitique dure dispersée dans une matrice ferritique ductile. Les aciers (DP) sont d'excellents candidats pour les applications où une faible limite d'élasticité, une résistance à la traction élevée, et un bon allongement uniforme sont requis [1-4]. Il est bien connu que les propriétés mécaniques des aciers à haute résistance sont largement déterminées par leurs microstructures. Dans les aciers (DP) ferrite-martensite, la morphologie de la martensite a eu un impact significatif sur les propriétés mécaniques des aciers (DP) [5-6]. Les aciers (DP), avec une martensite fine et fibreuse uniformément répartie dans la matrice de ferrite, offrent la meilleure combinaison de résistance et de ductilité par rapport à ceux qui ont une microstructure ferrite-martensite en blocs [7-10]. De nombreuses études expérimentales ont montré que le comportement à l'usure de l'acier (DP) dépend de divers facteurs microstructuraux tels que la fraction volumique, la morphologie (forme, taille), la distribution de la phase martensitique. Modi [9] a montré que la résistance à l'usure de l'acier (DP) est fortement influencée par la microstructure et les conditions d'essai. Il a été indiqué que la résistance à l'usure des aciers (DP) augmente avec l'augmentation de la fraction volumique de la martensite [8,12]. La fraction volumique de la martensite et sa morphologie peuvent être contrôlées par des températures de recuit intercritique et la microstructure initiale de l'acier avant le traitement thermique de recuit intercritique. Tyagi et all. [7] ont trouvé que la microstructure de l'acier (DP) offre une résistance à l'usure supérieure à celle observée dans l'acier normalisé. En outre, Saghanfian [13] a informé que les aciers (DP) avec une martensite plus fine et dispersée de manière homogène dans la matrice ferritique présentent de meilleures propriétés d'usure. Compte tenu de cela, la présente étude vise à étudier l'influence de la variation de la morphologie et de la fraction volumique de la martensite sur les propriétés d'usure abrasive d'un acier API X70 (DP) à diverses charges et vitesses de glissement. L'étude a aidé à concevoir des programmes de traitement thermique appropriés pour générer les combinaisons souhaitées de microstructure, conduisant ainsi à de meilleures propriétés d'usure abrasive.

2. Mode expérimental

La composition chimique de l'acier API X70 HSLA utilisé dans cette étude est indiquée dans le tableau 1. Les niveaux d'impuretés de P et S sont très faibles, notamment en ce qui concerne la teneur en soufre. Pour obtenir des aciers dual phases (DP) de différentes morphologies, deux types de traitements thermiques ont été utilisés, comme le montre la figure 1.

Tableau 1: Composition chimique de l'acier X70 (wt %)

Elements	C	Mn	Si	S	P	Nb	V	Ti	Al
X 70	0.07	1.52	0.34	0.001	0.012	0.045	0.048	0.003	0.035

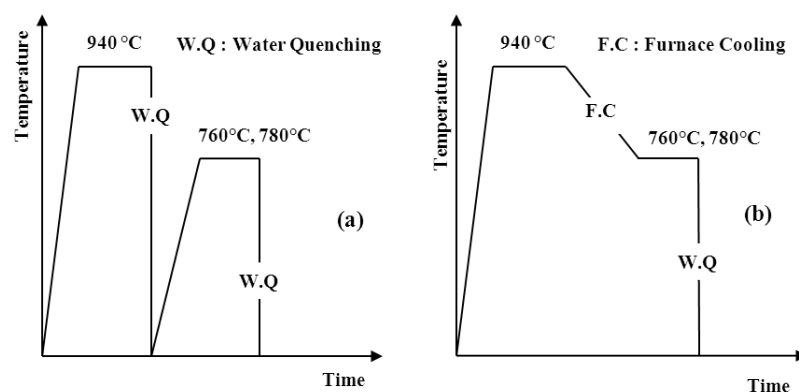


Figure 1. Représentations Schématisées des types de traitements thermiques
(a) IQ (b) SQ

Les échantillons ont été découpés à partir de différents traitements et montés pour un examen métallographique. Des techniques standard de polissage ont été employées, et les échantillons ont été attaqués avec une solution de 3% de Nital. La microscopie optique a été utilisée pour faire un examen comparatif de la microstructure globale de l'acier API X70 (DP). Les fractions volumiques de la martensite ont été calculées en utilisant une technique manuelle de comptage de points (selon ASTM E562). Les essais d'usure abrasive de l'acier dual phase X52 ont été réalisés sur des échantillons rectangulaires polis (taille: 15x15x10mm) à l'aide d'une machine pin on disk (modèle TQuipment Type TE91). Les échantillons ont été testés à différentes charges normales de 1, 2 et 3 kg et à une vitesse de glissement fixe de 3 m / min et à une distance de glissement fixe de 200 m. Des mesures de perte de poids ont été effectuées en utilisant une microbalance Ohaus dont la sensibilité est de 0,01 mg. Les surfaces usées des échantillons ont été examinées au microscope électronique à balayage model TESCAN VEGA 3.

3. Résultats et discussions

3.1 Microstructures et propriétés mécaniques

Des microstructures dual phase (DP) ont été développées par traitement de recuit intercritique de deux microstructures antérieures différentes, à savoir (I) martensite (IQT) et (II) austénite (SQT). Il est évident que tous les traitements ont abouti à des microstructures dual phase (DP) ferrite-martensite; cependant, la forme, la taille et la répartition de la phase martensitique varient considérablement selon les schémas de traitement thermique. La figure 2 montre les micrographies optiques de l'acier API X70 (DP) soumis à différents traitement thermique (IQ) et (SQ) traités à une température de recuit intercritique (IAT) de 760 ° C. Les microstructures (IQ) ont montré une martensite fine et fibreuse uniformément répartie dans la matrice de ferrite (Fig.2a), alors que les microstructures (SQ) ont révélé une phase de ferrite-martensite en bloc et en bande (Fig.2b). La différence de l'état microstructural initial des échantillons avant l'atteindre le domaine ($\alpha + \gamma$) peut être tenu pour responsable des différences observées dans la morphologie et la distribution de la martensite [14].

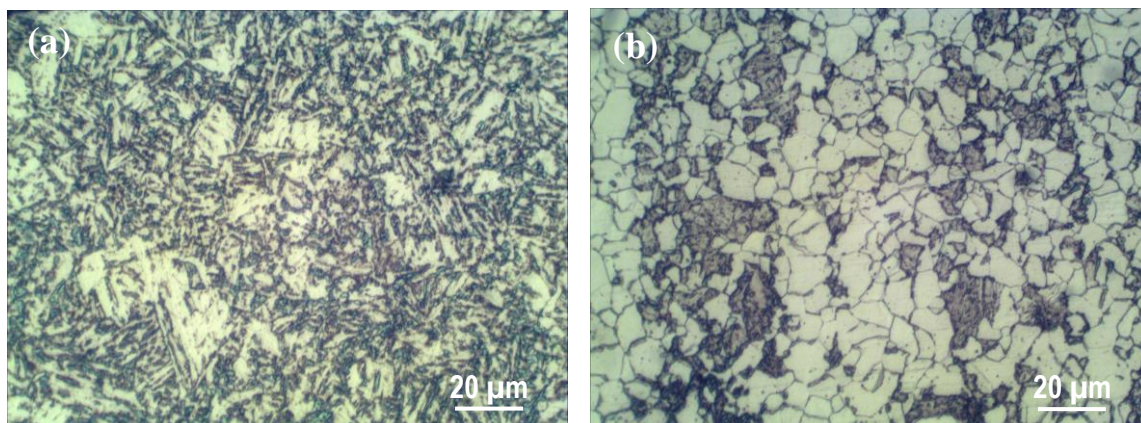


Figure 2. Micrographies optiques des traitements à IAT=760 °C (a) IQT, (b) SQT
Montrant la ferrite (blanc) et martensite (noir).

Durant le chauffage aux températures intercritiques ($\alpha + \gamma$), la germination de l'austénite, à partir de la microstructure initiale totalement martensitique, commence au niveau des joints des grains d'austénite, et également au niveau des joints de lattes de martensite en formant des régions à forme aciculaire et transforme ensuite de fines particules de martensite lors de la trempe. La bonne dispersion des sites de germination favorise l'apparition d'une martensite de morphologie fine et fibreuse uniformément dispersées dans la microstructure finale [14,15]. Dans le cas du traitement SQ, la phase initiale avant recuit dans le domaine biphasé est la phase austénite. Après refroidissement au four jusqu'aux températures dans le domaine ($\alpha + \gamma$), la ferrite germine au niveau des joints de grains de l'austénite et se développe à l'intérieur des grains d'austénite, qui résulte à avoir deux régions distinctes de ferrite et d'austénite [14,15]. Lors d'un refroidissement lent, la ferrite germine préférentiellement aux joints de grains austénitiques situés dans les zones pauvres en manganèse. Lors de la trempe, les régions d'austénite non transformées se transforment en martensite en gardant la même disposition, en conduisant à une microstructure en

bandes. Les fractions volumiques de la martensite (MVF) dépendent de la température de recuit intercritique (IAT). Les (MVF) obtenus sous les traitements (IQ) et (SQ) ont été quantifiés à 34% et 45%, pour les températures (IAT) de 760 °C et 780 °C, respectivement. Les mêmes (IAT) engendrent les mêmes (MFV) pour différents traitements thermiques ont été rapportés par certaines études [14,15]

La limite élastique, la résistance à la traction et l'allongement des traitements (IQ) et (SQ) sont indiqués dans le tableau 2. Les propriétés de traction varient significativement avec les types des traitements thermiques qui sont attribués à la différence de morphologie et de fraction volumique. Nous pouvons voir que la limite élastique (YS) et la résistance ultime à la traction (UTS) augmentent avec l'augmentation de la (MVF) pour les deux traitements thermiques, lorsque l'allongement diminue. Parmi les différents schémas de traitement thermique, le traitement (IQ) donne clairement la combinaison la plus attrayante de résistance –ductilité par rapport au traitement (SQ).

Tableau 2. Propriétés de traction de l'acier X70 pour les traitements thermiques (IQ) et (SQ).

Traitements	ICT (°C)	MVF (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	A (%)
IQ	760	35	500	760	29
	780	45	530	840	26
SQ	760	35	476	730	13
	780	45	520	780	10

3.2 Propriétés d'usure abrasive

L'influence du type de traitement thermique (IQ) et (SQ) sur la résistance à l'usure abrasive des échantillons d'acier DP X70 en fonction de la charge appliquée pour une vitesse de glissement de 3 m / min et une même MVF = 45%, est illustré sur la figure 3. A une valeur de charge égale à 1 kg, la perte de masse obtenue est de 5 mg pour l'échantillon (IQ), mais une perte de masse a augmenté jusqu'à 20 mg pour l'échantillon (SQ). À des charges appliquées identiques, la perte de masse de l'échantillon (IQ) avec une microstructure fine est inférieure à celle de l'échantillon (SQ) avec de microstructure grossière dans des conditions d'essai similaires. Par conséquent, à une fraction de martensite fixe, les différents comportements de l'acier (DP) sur la résistance à l'usure abrasive sont uniquement attribués aux différentes morphologies ferrite-martensite (et aux charges appliquées). Il existe des différences notables dans la perte de masse entre les échantillons (IQ) et (SQ). L'échantillon (SQ) avec de une martensite grossière offre une perte de masse significative à une fraction de martensite fixe, qui est beaucoup plus grande que celle de l'échantillon (IQ). La présence de phases plus fines (ferrite-martensite) dans l'échantillon (IQ) peut être responsable d'une amélioration de la résistance à l'usure abrasive.

L'effet de la fraction volumique de la martensite (MVF) sur la résistance à l'usure abrasive des échantillons (IQ) et (SQ) en fonction de la charge appliquée pour une vitesse de glissement spécifique de 3 m / min est illustré dans la figure 4. Pour les échantillons (SQ), à une charge appliquée égale à 2 kg, la perte de masse obtenue est de 80 mg pour (MVF) = 45 %, mais à (MVF) = 34 % la perte de masse a augmenté jusqu'à 100 mg (Fig.4a). Pour les échantillons (IQ), à une charge appliquée égale à 2 kg, la perte de masse obtenue est de 40 mg à (MVF) = 45 %, mais à (MVF) = 34 % la perte de masse a augmenté jusqu'à 60 mg (Fig.4b). La plus faible valeur de perte de masse a été obtenue avec l'augmentation de la charge pour l'échantillon (IQ) avec (MVF) = 45 %. Pour les deux traitements thermiques (IQ) et (SQ), la perte de masse augmente avec la charge appliquée et la diminution de la fraction volumique de martensite (MVF). La résistance à l'usure abrasive des aciers (DP) est assurée par la phase martensitique dure tandis que la ferrite ductile améliore la capacité à l'érouissage et confère une ductilité [16,17]. L'acier contenant une grande (MVF) aura plus de dureté et aura donc une résistance à l'usure abrasive plus élevée pour une charge appliquée donnée. Les informations disponibles suggèrent que la résistance à l'usure abrasive de l'acier (DP) X70 dépend de facteurs tels que la microstructure (morphologie, leur taille et leur contenu) et leur dureté.

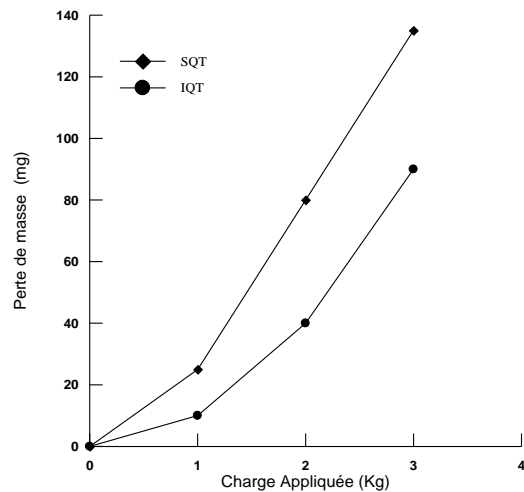


Figure 3. Influence du type de traitement thermique (IQ) et (SQ) sur la résistance à l'usure abrasive en fonction de la charge appliquée pour la même MVF = 45 %.

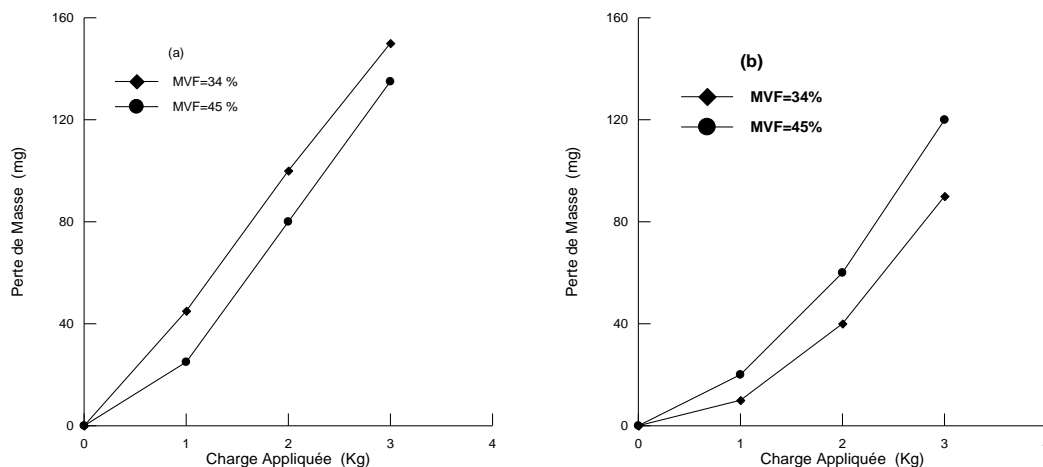


Figure 4. Effet de la (MVF) sur la résistance à l'usure abrasive en fonction de la charge appliquée

(a) SQT (b) IQT

3.3 Morphologie des surfaces usées

La figure 5 montre des surfaces d'usure abrasives produites sur les échantillons (IQ) et (SQ) traitées pour la même (IAT) = 760 ° C, testées à une charge de 1 kg et à une vitesse fixe de 3 m / min. La figure 5a montre une surface d'usure de l'échantillon (IQ) traité à (IAT) = 760 ° C, testé dans des conditions similaires. Il indique une surface lisse avec des cicatrices abrasives peu profondes, en raison de la dureté élevée de l'échantillon. La figure 5b montre une surface d'usure de l'échantillon (SQ) traité à (IAT) = 760 ° C, testé dans des conditions similaires. Comme le montre la figure 5, les échantillons (IQ) avec martensite fibreuse fine donnent les plus faibles rayures (c.-à-d. La meilleure résistance à l'usure), ce qui correspond à la plus grande dureté, tandis que les échantillons avec leur martensite grossière présentent les plus grandes rayures. On voit que la surface usée des échantillons (IQ) est plus lisse que celle des échantillons (SQ), suggérant que le traitement thermique (IQ) a la meilleure résistance à l'usure abrasive dans ce cas.

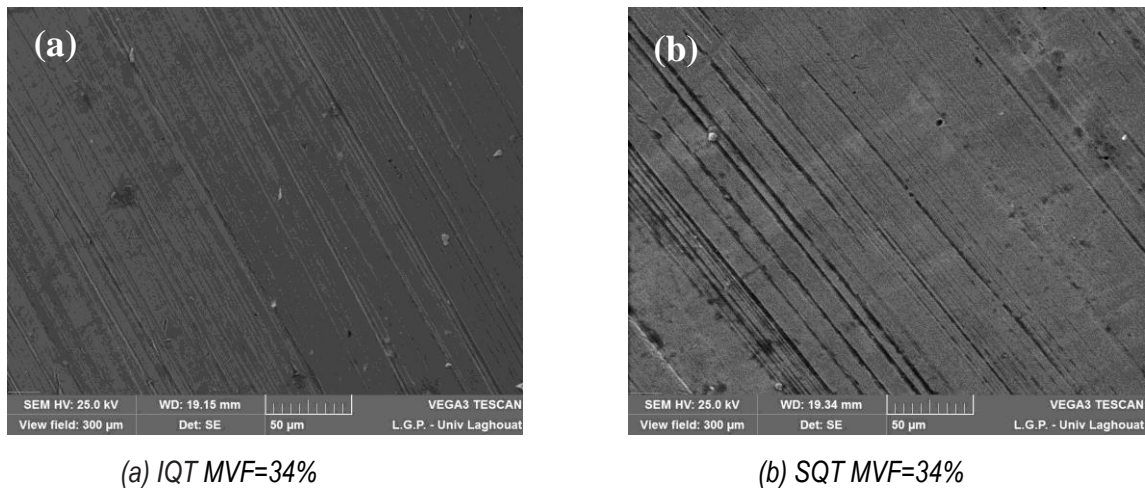


Figure 5. Etat de surface de l'acier DP en fonction du type de traitement thermique sous une charge de 1 Kg

La figure 6 montre des surfaces d'usure abrasives d'échantillons (IQ) et (SQ) traités à la même température (MVF) = 34 %, testés à une charge de 3 kg à une vitesse fixe de 3 m / min. Avec l'augmentation de la charge appliquée jusqu'à 3 kg, quelques rayures plus profondes sont révélées à la surface. La caractéristique d'abrasion des surfaces usées est une série de rayures parallèles, correspondant au labour des particules abrasives de SiC. On observe que dans les échantillons (SQ), les stries d'usure sont plus profondes par rapport à celles des échantillons (IQ). L'ordre de résistance à l'usure est en bon accord avec leurs mécanismes de défaillance correspondants. Comme on le voit sur les figures 5 et 6, les échantillons (SQ) présentent la plus grande largeur de rayure et le mécanisme de l'usure est celui du labour en combinaison avec la formation de débris. L'usure abrasive a pour résultat que le matériau plus ductile est retiré de la piste tracée par l'aspérité pendant le mouvement de la surface plus dure. Ce type de mécanisme d'usure entraîne une perte de masse plus importante. Les échantillons (IQ) montrent la plus petite largeur de rayure et la rayure est relativement lisse, montrant seulement le labour. On peut voir que la profondeur de rayure en fonction de la charge appliquée pendant les essais d'usure suit la même tendance pour les échantillons (IQ) et (SQ), à savoir la profondeur de rayure augmente avec une charge appliquée croissante de 1 à 3 kg.

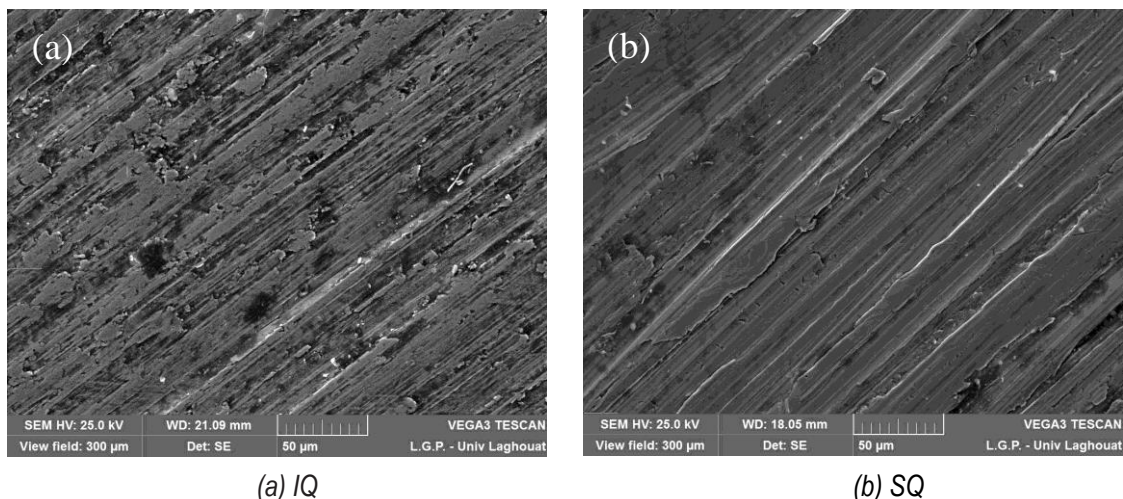


Figure 6. Etat de surface de l'acier DP en fonction du type de traitement thermique sous une charge de 3 Kg, pour la même IAT=760 °C.

4. Conclusions

Sur la base des travaux expérimentaux qui ont été réalisés et présentés dans cet article, les conclusions suivantes peuvent être tirées:

1. La microstructure initiale a une grande influence sur l'évolution des morphologies de la ferrite et de la martensite au cours du traitement de recuit intercritique.
2. Les traitements (IQ) et (SQ) ont abouti à une martensite fine et fibreuse uniformément répartie dans la ferrite, et une martensite en bandes, respectivement.
3. Le traitement (IQ) a fourni la meilleure combinaison de résistance et de ductilité.
4. La résistance à l'usure abrasive augmente avec la température de recuit intercritique en raison de l'augmentation de la fraction volumique de la martensite.
5. La résistance à l'usure abrasive de l'échantillon (IQ) avec une martensite fine est plus élevée que celle de l'échantillon (SQ) avec une martensite grossière.

5. Bibliographies

- [1] Rocha R.O., Melo T. M.F., Pereloma E.V., Santos D.B. *Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel*, Materials Science and Engineering A, 2005, Vol. 391, pp.296-304.
- [2] Park K., Nishiyama M., Nakada N., Tsuchiyama T., *Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel*, Materials Science and Engineering A, 2014, Vol. 604, pp.135-141.
- [3] Fereiduni E., Banadkouki S.S.G., *Improvement of mechanical properties in a dual-phase ferrite–martensite AISI4140 steel under tough-strong ferrite formation*, Materials & Design, 2014, Vol. 56, pp.232-240.
- [4] Jiecen Zhang, Hongshuang Di, Yonggang Deng, Misra R.D.K., *Effect of martensite morphology and volume fraction on strain Hardening and fracture behavior of martensite–ferrite dual phase steel*, Materials Science & Engineering A, 2015, Vol. 627, pp.230–240
- [5] Saeidi N., Ashrafizadeh F., Niroumand B., *Development of a new ultrafine grained dual phase steel and examination of the effect of grain size on tensile deformation behaviour*, Materials Science and Engineering A, 2014, Vol.599, pp.145-149.
- [6] Seyedrezai H., Pilkey A.K., Boyd J.D., *Effect of pre-IC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual-phase steel*, Materials Science and Engineering A, 2014, Vol.594, pp.178-188.
- [7] Tyagi R., Nath S.K., Ray S., *Development of wear resistant medium carbon dual phase steels and their mechanical properties*, Materials Science and Technology, 2004, Vol. 20, pp. 645-652.
- [8] Tyagi R., Nath S.K., Ray S., *Dry sliding friction and wear in plain carbon dual phase steel*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, Vol.32. pp. 359-367.
- [9] Modi A.P., *Effects of microstructure and experimental parameters on high stress abrasive wear behaviour of a 0.19 wt% C dual phase steel*, Tribology International, 2007, Vol. 40, pp. 490-497.
- [10] Basak A., Reddy D.C., Kanth D.V.K., *Computer modelling of wear resistance for plain carbon steels*, Materials Science and Technology, 1998, Vol.14, pp. 776-782.
- [11] Colaço R., Gordo E., Ruiz-Navas E.M., Otasevic M., Vilar M., *A comparative study of the wear behaviour of sintered and laser surface melted AISI M42 high speed steel diluted with iron*, Wear, 2006, Vol. 260, pp. 949-956.
- [12] Sarvar M., Priestner R., Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel, Journal of Materials Science, 1996, Vol.31, pp. 2091-2095.
- [13] Saghanfian H., Kheirandish S., *Correlating microstructural features with wear resistance of dual phase steel*, Materials Letters, 2007, Vol.61, pp. 3059-3063
- [14] Ahmed E., Manzoor T., Ziai M.M.A, Hussain N., *Effect of Martensite Morphology on Tensile Deformation of Dual-Phase Steel*, Journal of Materials Engineering and Performance, 2012, Vol.21, pp.382-387.
- [15] Shi L., Yan Z., Liu Y., Zhang C., Qiao Z., *Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual-phase steel through intercritical heat treatment*, Materials Science and Engineering A, 2014, Vol. 590, pp.7-15.
- [16] Aksoy M., Karamis M. B., Evin E., *An evaluation of the wear behaviour of a dual-phase low-carbon steel*, Wear, 1996, Vol.193, pp.248-252.
- [17] Perez M. J., Cisneros M. M., Lopez H.F., *Wear resistance of Cu–Ni–Mo austempered ductile iron*, Wear, 2006, Vol.260, pp.879-885.

Thème 3: Energies
renouvelables/Economies
d'énergie/Recyclage et cycle de vie des
composants

L'effet de l'étuvage par énergie solaire sur la résistance mécanique des bétons et durabilité de la préfabrication

BEN AMMAR Ben Khadda¹ and MEZGHICHE Bouzidi²

¹Département de génie civil, Université Mohamed Kheider, Biskra, Algérie,
babkdeba_fr@yahoo.fr

²Département de génie civil, Université Mohamed Kheider, Biskra, Algérie,
mezghichebm@yahoo.fr

RESUMÉ. *L'étude se base sur l'influence de durcissement à la vapeur atmosphérique par énergie solaire sur la résistance mécanique des bétons pour les éléments préfabriqués, le test de la carbonatation et la durabilité à été envisagé. Un programme expérimental a été réalisé pour étudier en parallèle l'effet du rapport eau/ciment (0.4, 0.5 et 0.6), l'influence de ciment type et l'influence des méthodes d'étuvage (le durcissement à l'eau, à l'air et le durcissement par étuvage à 29°C et 45°C). Six formulations de maniabilité similaire à base de deux types de ciment (CEMI 42.5) et (CEM II/B 42.5), trois de chaque type sont étudiées. Les résultats nous permettent de mettre en évidence l'effet bénéfique de la procédure de durcissement pour obtenir une maximale résistance mécanique, surtout à jeune âge et les résultats obtenus montrent que la carbonatation est bénéfique pour le béton seul à condition de réduire sa porosité et de montrer les effets du rapport eau/ciment sur la porosité ouverte.*

Mots clés : *Énergie solaire, Étuvage, Béton préfabriqué, Résistances mécaniques, Durabilité.*

INTRODUCTION

Au cours des dernières années, la sensibilité du public et politique aux questions d'environnement et de sécurité énergétique ont conduit à la promotion des sources d'énergie renouvelables (comme l'énergie solaire) [1].

L'étuvage par la vapeur atmosphérique des bétons dans les enceintes se poursuit jusqu'à ce que soit atteinte le minimum de résistance jugée indispensable pour la bonne tenue de l'élément après décoffrage [6], ce minimum paraît difficile à déterminer a priori, car il est fonction de la forme plus ou moins massive des pièces, et dépend de la nature des sollicitations auxquelles elles seront soumises après démoulage. Pour fixer les idées, on peut toutefois admettre qu'en l'absence de toute charge extérieure, la résistance minimale à la compression doit se situer aux environs de 50 à 60 % de la résistance demandée (28 jours dans les conditions naturelles) soit 10 MPa [7], ce qui permet de transporter et stocker les pièces de béton dans des chambres pour un durcissement naturel à l'air ambiant dans les entreprises de réalisation sans cassures. Le durcissement à la vapeur à la pression atmosphérique est une technique importante pour l'obtention de valeurs élevées de résistance au début de la production de béton préfabriqué. Le type de ciment, ainsi que les durées de durcissement et la température d'étuvage, sont des paramètres importants dans ce processus de durcissement [8].

2. PROGRAMME EXPÉRIMENTAL

On présente les matériaux utilisés, les études de la température dans l'enceinte d'étuvage et à l'air ambiant, les méthodes d'essais, les compositions des bétons, la préparation des échantillons et les tests effectués.

2.1 Matériaux

Deux ciments du même clinker sont utilisés: un ciment portland (CEM I) classe 42.5 MPa et un ciment portland composé (CEM II/B) classe 42.5 MPa avec 35% de fillers calcaires. Le clinker est de l'usine de ciment de M'sila.

L'eau utilisé est l'eau potable, qui ne contient que peu de sulfate, et ayant une température de $20 \pm 2^\circ$. Sa qualité et ses caractéristiques sont conformes aux exigences de la norme NFP 18-404.

Le sable utilisé (0/5 mm) est de la région de Biskra (rivière Oued-Djedi). Densité apparente = 1697 kg/m^3 , densité spécifique = 2600 kg/m^3 , module de finesse = 2.82, son équivalent de sable (visible) = 80.10.

Les pierres concassée (3/8, 8/15 et 15/25 mm) de la carrière d'Ain-Touta. La densité apparente = 1340 kg/m^3 , densité spécifique = 2610 kg/m^3 et le coefficient de LA = 20% (roche dur). Les courbes de graviers sont présentées dans la [fig. 1](#).

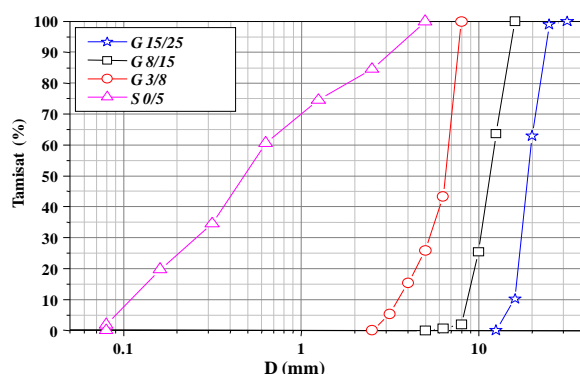


Figure 1 : Courbe granulométrie du sable.

2.2. Étude de la température dans l'enceinte d'étuvage et à l'air ambiant

Notre étude consiste à enregistrer d'abord les températures à l'air libre à l'aide d'un thermomètre et dans l'enceinte d'étuvage exposée aux rayons solaires ([fig. 2](#)) pendant 12 mois de l'année, la moyenne de ces enregistrements mensuels sont illustrés dans la [fig 3](#).



Figure 2 : Enceinte d'étuvage exposée aux rayons solaires

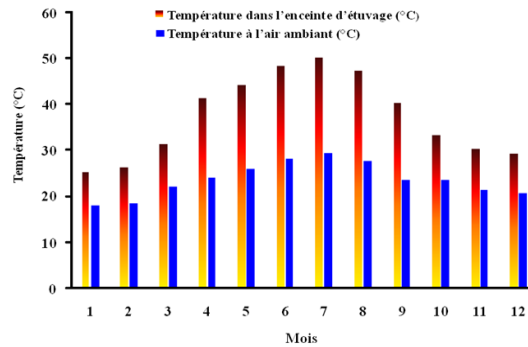


Figure 3 : Variation de la température dans l'enceinte d'étuvage et à l'air ambiant durant le temps

2.3. Méthodes d'essais et compositions des bétons

On a étudié en parallèle l'effet du rapport eau/ciment (0.4, 0.5 et 0.6), l'influence du type de ciment et de l'influence des méthodes d'étuvage (durcissement à l'eau, le durcissement à l'air, l'étuvage à 29°C et à 45°C sur la résistance à la compression. Des échantillons de béton ont été fabriqués à partir de six mélanges de la même maniabilité à base de ciment portland ordinaire (CEM I 42.5) et composé (CEM II/B 42.5).

L'optimisation de la formulation du béton basé sur plusieurs critères qui sont souvent un compromis entre: la maniabilité, la résistance, la durabilité et l'économie. La multiplicité des méthodes utilisées pour déterminer les compositions des bétons a été utilisée qui donne des résultats précis et semble être la moins connue. C'est la méthode de *B. Scramtaiv* qui repose sur le fait que la somme des volumes absolus de matériau d'origine dans un mètre cube est égal au volume de la composition de béton damé [10]. Dont la maniabilité est telle que l'affaissement au cône est de 7 cm. Dans tous les essais, le rapport $E/C \geq 0.4$, $A = 0.6$ et $D_{max} = 25$ mm. Les compositions de bétons sont présentées dans le [tableau 1](#). A partir de la variation de la températures dans le temps des 12 mois de l'année, nous pouvons dire que pendant six mois d'octobre à mars le coefficient de température moyenne est $K_1 = 1.4$, et d'avril à septembre le coefficient de température moyenne est de $K_2 = 1.7$.

$$T^{\circ}_{\text{enceinte d'étuvage}} = K_i \times T^{\circ}_{\text{Température à l'air libre}} \quad (1)$$

Avec : T° : température (°C) et K_i : Coefficient de la température moyenne.

Sur la base des résultats déduits de la variation de température en fonction du temps à l'intérieur de l'enceinte ([fig. 3](#)), nous sélectionnons les six mois qui correspond aux saisons (printemps et été). On choisit le 1^{er} cycle d'étuvage : (3×8×3) avec un palier de température maximale (45°C). Nous faisons le même pour les six autres mois qui représente (automne et hiver). On choisit pour le 2^{eme} cycle d'étuvage: (3×7×3) avec un palier de température maximale (29°C). ([fig. 4](#))

Tableau 1 . composition des bétons testés (kg/m³)

E/C	E (l)	C (Kg)	S 0/5	G 3/8	G 8/15	G 15/25
B1 : de CEM I 42.5						
0.4	190	475.00	533	143	126	909
0.5	190	380.00	613			
0.6	190	316.66	666			
B2 : de CEM II B/42.5						

0.4	200	500.00	490	143	126	909
0.5	200	400.00	575			
0.6	200	333.33	640			

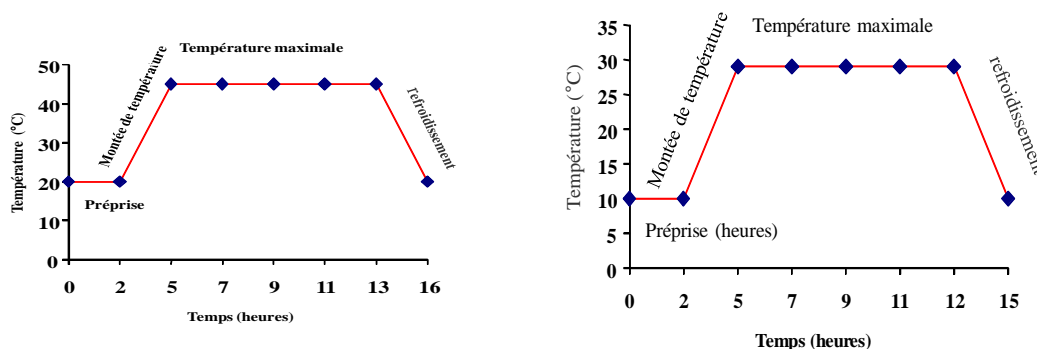


Figure 4 : Cycles du traitement thermique

2.4 Préparation des échantillons et les tests effectués

Des éprouvettes de formes cubiques (100×100×100) mm³. Les bétons étudiés: un béton témoin conservé dans l'eau à une température ambiante de $20 \pm 2^\circ\text{C}$, béton durci à l'air libre, et bétons traités à deux cycles d'étuvage. Par exemple, pour le cycle 1 (3×8×3), après malaxage et moulage du béton, les éprouvettes sont laissées dans le laboratoire à $20 \pm 2^\circ\text{C}$ couverts du plastique pour éviter l'évaporation de l'eau pendant 15 heures. Après démoulage, les échantillons ont été introduits dans l'enceinte d'étuvage à l'air libre sous rayons solaires à 7 h du matin, muni d'un thermomètre pour surveiller la température, dès que la température atteint 45°C à 10 h pendant 8 heures à une vitesse de montée de température de $8.33^\circ\text{C}/\text{heure}$, ce qui est souhaitable. À 18 h, nous laissons l'enceinte exposée à l'énergie solaire pour refroidir pendant 3 heures. Le choix de la température de 45°C équivaut à la moyenne des températures de six mois (d'avril à septembre) est généralisé pour la période correspondant aux saisons (printemps et été). Pour 29°C la période froide (six mois d'octobre à mars) est généralisée pour la période correspondant aux saisons (automne et hiver).

3. INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS ET DISCUSSIONS

3.1. Maniabilité

Il est important de connaître les propriétés du béton à l'état frais avant prise et de durcissement. Parmi ces propriétés, la maniabilité peut être définie comme la facilité de mise en œuvre du béton. L'essai d'affaissement au cône d'Abrams NF P 18-451 est utilisable dans le monde entier, il fournit des mesures fiables. La classe de consistance des bétons est plastique (variable de 6 à 8 cm).

3.2. Résistance à la compression

Les résistances à la compression sont estimées à 1,2, 3, 7 et 28 jours pour les 04 méthodes de durcissement utilisés : Les résultats des développements de la résistance à la compression des éprouvettes sont donnés sur les [fig. 4 et 5](#).

3.2.1. Influence des méthodes de durcissement

La figure 5-a montre l'effet bénéfique du durcissement à l'eau, ceci favorise l'hydratation qui provoque le colmatage des pores et renforce les liens inter-granulaires quel que soit le rapport E/C et le type de ciment. Ceci est en accord avec [11]. Un effet négatif de durcissement à l'air sur le développement de la résistance à la compression des échantillons a été remarqué sur la [fig. 5-b](#). Ce type de durcissement a été choisi dans la pratique actuelle dans l'industrie de la

construction. Il a été remarqué que la tendance générale de la résistance à la compression des échantillons durcis à l'air libre est similaire à celle des échantillons durcis à l'eau. Cependant, les échantillons durcis à l'air présentent des résistances à la compression inférieures à ceux durcis dans l'eau. Ceci peut être attribué par un manque de l'humidité pour l'hydratation du ciment, qui finalement provoque la structure poreuse introduit par retrait de séchage [12].

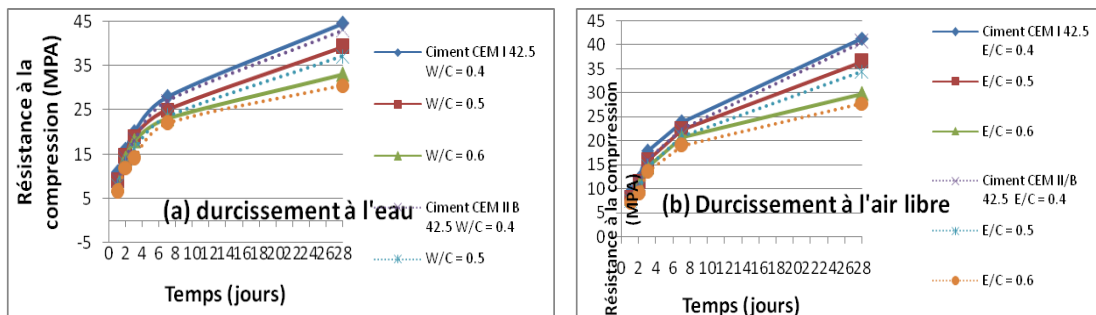
Les résultats présentés sur la fig. 5-c et d, montre que l'utilisation de l'étuvage améliore la résistance à la compression des échantillons par rapport au durcissement à l'eau et à l'air, en particulier dans les premiers stades de durcissement. Cela est dû à la condensation de la vapeur d'eau saturée d'air qui favorise l'humidification initiale et l'hydratation.

Par exemple, les résultats indiqués à la fig. 5-c montrent que la résistance à la compression du béton à base de CEM I 42.5 et ($E/C = 0.4$) est d'environ 32,20 MPa après un étuvage d'un jour à 45 °C, une augmentation d'environ 9.32 % (2 jours d'étuvage) et de l'ordre de 5.11 % (3 jours d'étuvage) et de l'ordre de 4.10 % (7 jours d'étuvage). Pour les bétons à base de CEM II/B 42.5 avec $E/C = 0.4$ est de l'ordre de 30.70 MPa pour un étuvage d'un jour, une augmentation d'environ 9.80% (étuvage de deux jours) et environ 5.30% (3 jours d'étuvage) et d'environ 4.20 % (7 jours d'étuvage).

Les résultats illustrés sur la fig. 5-d indiquent que la résistance à la compression du béton à base de CEM I 42.5 et $E/C = 0,4$ est d'environ 25.10 MPa pour un étuvage d'un jour à 29 °C, soit une augmentation d'environ 11.16% (2 jours d'étuvage) et de l'ordre de 13.98% (3 jours d'étuvage) et de l'ordre de 9.12% (7 jours d'étuvage). Pour les bétons à base de CEM II/B 42,5 et $E/C = 0,4$ est de l'ordre de 23.60 MPa pour un étuvage d'un jour, une augmentation d'environ 11.86% (étuvage de deux jours) et environ 14.77% (3 jours d'étuvage) et d'environ 9.57% (étuvage de 7 jours). Pour le durcissement dans l'enceinte à 45°C de 8 h de traitement thermique, les résistances à la compression atteint près de 77% et 75% pour les bétons à base de CEM I 42.5 et CEM II/B 42.5, respectivement, par rapport à la résistance du béton à 28 jours de durcissement a normale à l'air libre pour un rapport eau/ciment = 0.4.

Bien qu'une augmentation de la température augmente le développement de la résistance au début de l'âge, mais un impact négatif sur la résistance après 7 jours. En effet, une hydratation initiale rapide peut conduire à la formation de produits d'hydratation ont une structure physique moins compact, probablement plus poreux, de sorte l'apparition d'un certain pourcentage de pores, ce qui conduira à une résistance plus faible par rapport au béton moins poreux. Ces résultats sont en accord avec ceux des auteurs de [13, 14]. Le fait que la porosité augmente proportionnellement avec la température, ce qui est remarqué avec le développement de la microstructure, les hydrates (notamment le C-S-H) sont plus dense et sont distribué d'une façon non homogène dans la matrice de ciment ce qui résulte plus de pores provoquant la perte de la résistance [15].

Les résultats des tests ont indiqué que l'étuvage a contribué au développement de la résistance à la compression des échantillons dans les premiers âges. Toutefois, une réduction a été observée à 28 jours. En outre, le durcissement à l'air a potentiellement un effet négatif sur les propriétés mécaniques des éprouvettes dû à un manque de la disponibilité en eau pour l'hydratation. Ainsi, il est possible de conclure que l'utilisation de l'étuvage par énergie solaire est très bénéfique pour la production d'éléments préfabriqués en béton.



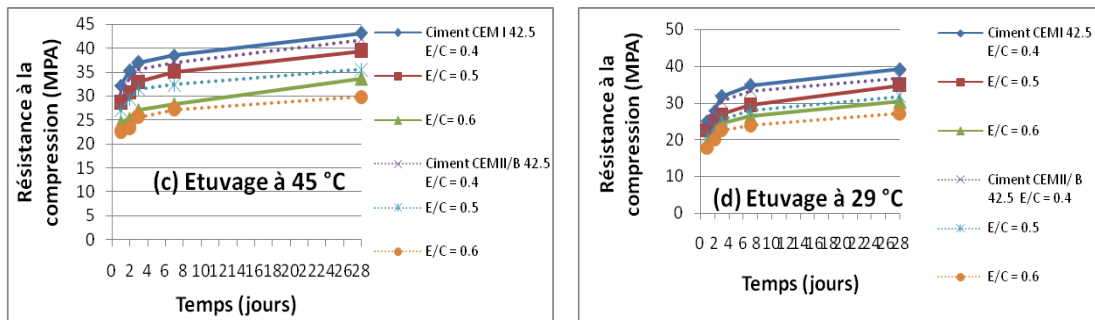


Figure 5 Effets des méthodes de durcissement, type de ciment et le rapport E/C sur le développement de la Rc des éprouvettes.

3.2.2 Influence du rapport eau/ciment et du type du ciment

En ce qui concerne l'influence de rapport eau/ciment, nous voyons clairement que la résistance à la compression de tous les bétons durcis à n'importe quel âge, diminue avec l'augmentation d'E/C. Le rapport E/C influe sur la porosité des bétons (plus E/C est réduit plus le béton est moins poreux). C'est pourquoi les bétons avec un E/C faible : développe très rapidement leur résistance à la compression par une forte concentration en C-S-H [16].

En outre, nous notons que la résistance à la compression des bétons à base de ciment (CEM I 42.5) nettement supérieure aux bétons à base de ciment (CEM II/B 42.5), cela signifie que l'utilisation du ciment Portland ordinaire peut modifier la structure des pores, de diminuer le nombre de grands pores et augmenter les petits pores. Ce changement est fonction de la finesse, plus les particules sont plus fines, leur rôle est efficace. En raison de leur finesse supérieure au ciment (CEM II/B 42.5). Les résistances à la compression augmente lorsque vous utilisez un (CEM I 42.5) reflétant une compacité améliorée par un procédé physique qui dépend de la finesse du ciment, ce qui provoque l'activation chimique d'hydratation et agit sur l'évolution des résistances à la compression. Ce résultat peut s'expliquer également par la proportion de clinker dans les ciments.

3.2.3 Influence du prolongement de durcissement à l'air libre

Les résultats montrent que pour un étuvage d'un jour à 45°C prolongé d'un durcissement à l'air libre de 03 jours, les résistances à la compression des bétons à base de CEM I 42.5 pour différents E/C (0.4, 0.5 et 0.6) dépassent de l'ordre de (1.4%, 5.5% et 4.0%), les résistances des bétons durcis à l'air libre à 28 jours, respectivement. Pour les bétons à base de CEM II/B 42.5 et pour les mêmes E/C elles dépassent de l'ordre de (0.0%, 2.9% et 1.0%) les résistances des bétons durcis à l'air libre à 28 jours, respectivement. Cela nous donne un gain de temps et plus courts délais de fabrication pour atteindre la résistance à la compression à 28 jours à l'air libre après un étuvage d'un jour à 45°C et 03 jours à l'air libre.

Les résultats montrent aussi que pour un étuvage d'un jour à 29°C prolongé d'un durcissement à l'air libre de 3 jours, les résistances de compression des bétons sont presque comparables à celle des bétons durcis à l'air libre à 28 jours, pour les 02 types de ciments et les différents E/C.

4. INTERPRETATION DES RESULTATS ET CONCLUSION

Les résultats obtenus peuvent être résumés comme suit :

- ✚ Le durcissement à l'eau favorise l'hydratation qui provoque le colmatage des pores capillaires et renforce les liens inter granulaire quel que soit le rapport E/C et le type de ciment. Le durcissement à l'air a potentiellement un effet négatif sur les propriétés

mécaniques des échantillons du fait de l'indisponibilité d'eau pour l'hydratation et le phénomène d'évaporation d'eau du béton.

✚ L'Algérie est un pays riche en matière du rayonnement solaire, l'utilisation de cette technique de traitement thermique des pièces de béton armé et précontraint dans les zones à forte radiation solaire concentrée et de longues périodes, ce qui réduit le coût des pièces de béton et conduit à une économie remarquable pour les entreprises de production, ainsi que l'amélioration de la productivité de l'industrie du béton.

✚ La technique d'étuvage par énergie solaire est une technique efficace pour le durcissement accéléré des bétons, pour une bonne résistance et une grande économie d'énergie électrique pour produire les éléments préfabriqués.

✚ Enfin, un gain de temps et plus courts délais de fabrication pour atteindre la résistance à la compression à 28 jours à l'air libre après un étuvage d'un jour et trois jours de durcissement à l'air libre pour les deux types de ciments et les différents E/C.

REFERENCES

1. Bhutto Abdul Waheed, Bazmi Aqeel Ahmed, Zahedi Gholamreza. Greener energy: issues and challenges for Pakistan—solar energy prospective. *Renew Sustain Energy Rev* 2012;16(5):2762–80
2. Mekhilef S, Saidur R, Safari A. A review on solar energy use in industries. *Renew Sustain Energy Rev* 2011;15(4):1777–90
3. Mezghiche B, Zeghichi L, Chebili R, Mellas M. Curing methods of precast concrete elements. *Asian J Civil Eng (Build Housing)* 2006;7(6):581–9
4. Erdem TK, Turanli L, Erdogan TY. Setting time: an important criterion to determine the length of the delay period before steam curing of concrete. *Cem Concr Res* 2003;33(5):741–5
5. DWS, Chua CW, Tam CT. Steam-cured concrete incorporating mineral admixtures. *Cem Concr Res* 2003;33(4):595–601
6. Michel Vénuat (1989). *La pratique des ciments mortier et bétons* tome 1, caractéristiques des liants et des bétons, mise en œuvre des coulis et mortiers 2^o édition p 215-217.
7. ACI Committee 517. *Accelerated curing of concrete at atmospheric pressure*, ACI 517. 2R 87, revised 1992, American Concrete Institute, Farmington Hills Michigan, 17 p, 1992.
8. Turkel S, Alabas V. The effect of excessive steam curing on Portland composite cement concrete. *Cem Concr Res* 2005;35(2):405–11
9. Bogue RH. *The chemistry of Portland cement*. 2d ed. New York: Reinhold Publishing Corp.; 1955
10. Mezghiche B. *Laboratory testing of construction materials*. Algérie: Publication Universitaire Biskra; 2005. p. 120
11. Rabehi M, Mezghiche B, Guettala S. Correlation between initial absorption of the cover concrete, the compressive strength and carbonation depth. *Constr Build Mater* 2013;45(8):123–9
12. Ramezani pour AA, Malhotra VM. Effect of curing on the compressive strength, resistance to chloride-ion penetration and porosity of concretes incorporating slag, fly ash or silica fume. *Cem Concr Compos* 1995;17(2):125–33
13. Neville AM. *Properties of concretes*. Springer; 2000. p. 345–350.
14. Kim J-K, Han SH, Song YC. Effect of temperature and aging on the mechanical properties of concrete: Part I. Experimental results. *Cem Concr Res* 2002;32(7):1087–94
15. Gallucci E, Xinyu Zhang, Scrivener K. Influence of temperature on the microstructural development of concretes. Septième édition des Journées scientifiques du Regroupement francophone pour la recherche et la formation sur le béton (RF) 2B. Toulouse, France, 19–20 juin 2006.

16. Guettala S, Mezghiche B. Compressive strength and hydration with age of cement pastes containing dune sand powder. *Constr Build Mater* 2011; 25(3):1263–9.

Réduction de la traînée : injection de polymères pour l'économie d'énergie

Gilmar Mompean
Unité de Mécanique de Lille (UML)
Polytech'Lille - Université de Lille
Cité Scientifique, 59655 Villeneuve d'Ascq, France.

13 mars 2018

Résumé

Les études concernant la réduction de la traînée dans le domaine de la mécanique des fluides a eu son essor pendant la crise du pétrole dans les années 70. Depuis cette époque, plusieurs solutions et méthodes de réduction de la traînée due à la viscosité du fluide et/ou la forme de l'obstacle présent dans l'écoulement ont été proposées utilisant différentes techniques. Nous pouvons citer, par exemple, la recherche de formes plus aérodynamiques dans le secteur automobile, aéronautique, transport par oléoduc, et sportives pour augmenter la performance et l'économie d'énergie. Les différentes solutions dans ce domaine sont : le « streamlining » (design de l'objet pour une résistance minimale à l'écoulement de fluide), le contrôle du décollement de la couche limite turbulente autour de l'obstacle dans le fluide, influence de la rugosité des surfaces, les parois rainurées (« riblets »), et aussi l'injection de quelques parties par million (ppm) de particules polymériques dans les écoulements turbulents qui peuvent réduire la consommation d'énergie jusqu'à 70. Cette dernière méthode, utilisant l'injection de polymères dans un écoulement turbulent n'est pas encore bien comprise. Le fluide initialement Newtonien en régime turbulent devient viscoélastique par l'injection de ces quelques ppm de particules polymériques. Suite à l'injection de ces particules, l'écoulement peut rester en régime turbulent si le nombre de Reynolds est assez grand, ou revenir à un régime laminaire, ou de transition (laminaire-turbulent). Lumley dans les années 70 a proposé une théorie visqueuse pour comprendre le phénomène, et De Gennes, plus tard, dans les années 80 a proposé une autre théorie basée sur l'élasticité du fluide viscoélastique. Aujourd'hui, nous disposons de bases de données importantes obtenues par la simulation numérique directe des équations de Navier-Stokes (DNS) avec un fluide viscoélastique du type « Finitely Extensible Nonlinear Elastic in the Peterlin approximation » (FENE-P). Avec les résultats de ces bases de données nous pouvons vérifier et tester ces deux différentes théories proposées respectivement par Lumley et par De Gennes. L'originalité de ce travail consiste dans l'utilisation d'une base de données DNS pour un écoulement turbulent et viscoélastique, qui est employée pour une analyse des phénomènes visqueux et élastiques dans ce type d'écoulement. Le mécanisme détaillé de transfert d'énergie entre les particules polymériques et la turbulence est présenté en vue de mieux comprendre le phénomène de réduction de la traînée.

1 Introduction

En dynamique des fluides les forces dues à la traînée d'un objet ont une forte influence sur la consommation d'énergie. Cette "dépense d'énergie" peut être la conséquence lors qu'un objet

se déplace dans un milieu fluide (avions, voitures, bateaux, etc) ou dans le cas d'un écoulement à l'intérieur d'une conduite (aqueduc, pipelines, etc). Cette force a deux types d'origines : les effets visqueux liés à la dissipation de l'énergie et la variation de la pression lié à la forme de l'objet. Nous pouvons exprimer cette force utilisant un coefficient de traînée (C_d) par l'équation :

$$D = C_d S \frac{1}{2} \rho V^2, \quad (1)$$

où S est une surface, ρ la masse volumique et V une vitesse caractéristique de l'écoulement.

Dans la pratique depuis les années 1950, pour estimer la valeur de la traînée nous utilisons la dépendance du coefficient C_d en fonction de plusieurs paramètres, i. e., le nombre de Reynolds (Re), la forme de l'objet, la rugosité de la surface ϵ , le nombre de Mach (Ma), le nombre de Froude (Fr). Plus récemment, depuis les années 1980, la réduction de la traînée, "drag reduction (DR)", par injection de polymères dans les écoulements en régime turbulent a trouvé plusieurs applications dans le but d'économiser de l'énergie. Avec ce type d'application, nous pouvons rajouter un nouveau paramètre dans l'obtention du coefficient C_d , le nombre de Weissenberg (Wi), et écrire ce coefficient comme une fonction de tous ces paramètres :

$$C_d = \phi(\text{forme}, Re, Ma, Fr, \epsilon, Wi), \quad (2)$$

où le nombre de Weissenberg Wi est caractérisé par le rapport entre les forces d'élasticité et les forces d'inertie de l'écoulement.

En effet, l'addition d'une petite quantité de polymères de poids moléculaire élevé peut conduire à une diminution de la chute de pression dans les flux turbulents. Depuis les premières observations rapportées par [1] et [2], de nombreuses études expérimentales ont été menées dans le but de faire usage pratique de la réduction du frottement induite par le polymère (RD), y compris le transport à longue distance de liquides [3], opérations de puits de pétrole [4], lutte contre l'incendie [5], transport de suspensions et de boues [6], et applications biomédicales [7].

Dans un document remarquable et pionnier, Virk [8] a effectué une analyse minutieuse expérimentale de l'écoulement turbulent dans les conduites et a montré que la réduction de la traînée attend une valeur maximale (MDR) ou asymptote de Virk, en raison d'une augmentation soit du nombre de Reynolds, de la concentration de polymère, ou du poids moléculaire du polymère. Au fil des ans, les chercheurs ont analysé avec succès les aspects pertinents de ce phénomène et une littérature importante est disponible, p. ex. [9], [10], [11], [12], [13], [14]. Cependant, jusqu'à présent, il n'y a pas eu de consensus définitif concernant les interactions entre l'énergie turbulente, les déformations du polymère et l'asymptote de Virk.

Les explications de la théorie de la traînée de polymère gravitent autour de deux théories majeures. Selon la théorie visqueuse, proposée indépendamment par Lumley [15] et Seyer, Metzner [16], le polymère s'étirant dans un écoulement turbulent produit une augmentation de la viscosité effective dans une région en dehors de la sous-couche visqueuse et dans la couche tampon, qui supprime les fluctuations turbulentes, augmentant l'épaisseur de la couche tampon et réduisant le frottement sur le paroi.

La théorie élastique postulée par Tabor, De Gennes [17] suppose que l'énergie élastique stockée par le polymère devient comparable à l'énergie cinétique dans la couche tampon. Étant donné que l'échelle de longueur viscoélastique correspondante est plus grande que l'échelle Kolmogorov, la cascade d'énergie habituelle est inhibée, ce qui épaisse la couche tampon et réduit la traînée cite. [Voir aussi] [18].

Numériquement, les théories de réduction des traînées induites par les polymères ont été étudiées intensivement pendant plus d'une décennie depuis les premières simulations effectuées par [19] et [20]. En utilisant un fluide Newtonien généralisé inélastique pour analyser les écoulements des tuyaux, les deux chercheurs ont fait valoir que la DR semble être étroitement liée à

l'anisotropie de la viscosité elongational, un paramètre qui mesure la résistance du fluide contre les déformations d'étirement. Un tel argument a également été présenté par [21], qui a effectué la première simulation numérique directe (DNS) d'un écoulement turbulent de canal viscoélastique utilisant l'approximation de Peterlin (FENE-P) fluide [22], à un nombre de Reynolds de frottement de zéro-cisaillement de 125. Leurs résultats suggèrent une suppression partielle de la turbulence dans la couche tampon après le début de la réduction de la traînée, qui est liée à une viscosité efficace améliorée attribuée à l'extension des polymères dispersés dans l'écoulement.

Malgré les divergences entre les deux théories les plus importantes, ce qui semble être en accord avec les deux scénarios est la pertinence du comportement concernant l'interaction entre le polymère et le processus d'étirement, ce qui impose un comportement transitoire sur la réduction de la traînée ainsi que d'une suite dégradation des polymères, conséquence de l'élongation des polymères. Afin de comprendre le ce processus d'étirement, [23] présenté des simulations numériques directes de canaux turbulents avec contaminant passifs Lagrangien, avec un modèle linéaire (Oldroyd-B) et un non linéaire (FENE) pour les polymères. Pour le modèle FENE, les polymères sont plus allongés dans la région de la paroi proche, bien que cette extension devienne moins hétérogène au fur et à mesure que le nombre de Weissenberg augmente. De plus, une tendance d'orientation beaucoup plus forte est observée près de la paroi, où les polymères sont bien alignés le long de la direction longitudinale. Les auteurs ont également vérifié l'alignement du vecteur de bout en bout par rapport aux directions principales du tenseur de vitesse de déformation et du vecteur de tourbillon. Néanmoins, ils n'ont pas identifié les tenseurs possibles capables d'étirer les polymères, ce qui révélerait plus de détails sur le mécanisme de déroulage.

Il est clair que le phénomène de DR n'est pas complètement compris et que de nombreux aspects du problème demeurent flous. Toute tentative d'élucider complètement la réduction de la traînée induite par le polymère doit tenir compte, au moins, de quatre questions importantes : le mécanisme d'interaction entre le polymère et l'écoulement ; la mise au point de structures turbulentes dans les écoulements viscoélastiques ; l'échange d'énergie entre les turbulences et les polymères ; et la rupture des molécules de polymère.

Dans le présent article, nous étudions les interactions entre le polymère et l'écoulement à l'aide de simulations numériques directes du de l'écoulement turbulent de canal d'un fluide FENE-P en tenant compte d'une large gamme de nombres de Reynolds à friction zéro (de 180 à 1000).

2 Formulation physique et méthodologie numérique

On considère un écoulement turbulent entre deux plaques planes d'une solution de polymère dilué incompressible. Une telle géométrie est couramment adoptée dans les simulations numériques directes en raison de sa simplicité ainsi que de son attrait pour les études expérimentales et théoriques des interactions de turbulences près de la paroi. Ici, la direction de longitudinale de canal est $x_1 = x$, la direction de transversale est $x_2 = y$, et la direction normale à la paroi est $x_3 = z$.

Le champ de vitesse instantanée dans les directions respectives est $(u_x, u_y, u_z) = (u, v, w)$ et est solénoïde ($\nabla \cdot \mathbf{u} = 0$, où \mathbf{u} indique le vecteur de vitesse). Les équations gouvernantes sont adimensionnalisées avec la demi-largeur du canal, h , la vitesse de débit, U_h , et la densité du fluide, ρ .

Les équations de conservation de la quantité de mouvement sont :

$$\frac{\partial u_i}{\partial t} + u_j \frac{\partial u_i}{\partial x_j} = -\frac{\partial p}{\partial x_i} + \frac{\beta_0}{Re_h} \frac{\partial^2 u_i}{\partial x_j^2} + \frac{1}{Re_h} \frac{\partial \Xi_{ij}}{\partial x_j}. \quad (3)$$

Dans l'équation 3, p est la pression, β_0 est le rapport entre la viscosité Newtonienne du solvant

(ν_N) et la viscosité total ($\nu_0 = \nu_N + \nu_{p0}$), avec ν_{p0} la viscosité polymérique et le nombre de Reynolds est $Re_h = U_h h / \nu_0$. Les extra-tensions sont données par le tensor Ξ_{ij} .

Le formalisme de 3 inclut l'hypothèse d'une concentration homogène de polymère qui est régie par le rapport de viscosité β_0 , où $\beta_0 = 1$ donne le comportement limitant du cas Newtonian.

Les composantes du tenseur extra-stress (Ξ_{ij}) dans l'équation 3 représentent la contribution du polymère. Cette contribution est comptabilisée par un seul modèle à ressort-haltère. Nous employons ici la théorie cinétique de FENE-P [24], qui est la plus utilisée en raison de son extensibilité finie physiquement réaliste des molécules de polymère et à sa fermeture relativement simple de deuxième ordre. Ce modèle utilise le tenseur de conformation en moyenne phase, C_{ij} . Les composants du tenseur extra-stress sont alors :

$$\Xi_{ij} = \frac{(1 - \beta_0)}{Wi_h} (f \{ \text{tr}(\mathbf{C}) \} C_{ij} - \delta_{ij}), \quad (4)$$

$Wi_h = \lambda U_h / h$ est le nombre de Weissenberg (λ le temps de relaxation), δ_{ij} est l'opérateur de Kronecker, $f \{ \text{tr}(\mathbf{C}) \}$ est donnée par l'approximation de Peterlin :

$$f \{ \text{tr}(\mathbf{C}) \} = \frac{L^2 - 3}{L^2 - \text{tr}(\mathbf{C})}, \quad (5)$$

où L est la longueur maximale des molécules du polymère et $\text{tr}(\cdot)$ représente la trace. L'équation pour le tenseur de conformation peut être écrite sous la forme :

$$\frac{\partial C_{ij}}{\partial t} + u_k \frac{\partial C_{ij}}{\partial x_k} - \frac{\partial u_i}{\partial x_k} C_{kj} - \frac{\partial u_j}{\partial x_k} C_{ki} + \frac{f(\text{tr}(\mathbf{C})) C_{ij} - \delta_{ij}}{Wi_h} = \left(\frac{1}{Sc_c Re_h} \right) \frac{\partial^2 C_{ij}}{\partial x_k^2}, \quad (6)$$

$Sc_c = \nu_0 / \kappa_c$ est le nombre de Schmidt, définie comme le rapport entre la viscosité totale (ν_0) et la diffusion de contraintes artificielles κ_c . Ce terme explicite de diffusion elliptique inclus dans 6 est un artefact utilisé pour améliorer la stabilité numérique en Pseudo-spectral pour les fluides viscoélastiques. Ce terme de dissipation a d'abord été introduit dans ce contexte par [25], et la méthodologie a ensuite été validée sous une variété d'écoulements viscoélastiques [26].

Nous présentons ici une brève description des approches mathématiques et numériques pour la DNS [27]. L'algorithme hybride MPI/OpenMP utilisé a été conçu pour fonctionner correctement dans des architectures massivement parallèles. Le schéma spatial hybride comprend la précision spectrale de Fourier dans les deux directions homogènes (x et y) et les différences finies compactes de sixième ordre pour les dérivés du premier et du deuxième ordre de la paroi normale (z direction). La discrétisation temporelle peut être jusqu'au quatrième ordre par l'utilisation du système Adams–Moulton pour les termes visqueux et Adams–Bashforth pour les termes explicites. Le couplage pression-vitesse est facilitée par une généralisation de l'ordre supérieur de la méthode de l'étape fractionnaire semi-implicite sur un arrangement de grille non décalé analysé par [28]. Afin d'atténuer l'accumulation d'énergie de nombre élevé d'ondes, le désaliasage et le filtrage du quatrième ordre sont effectués respectivement dans les deux directions homogènes et perpendiculaires à la paroi.

Deux régimes de réduction de la traînée sont indentifié : la réduction de la traînée élevée (HDR; $Dr > 40\%$) et la réduction de la traînée faible (LDR; $DR < 40\%$). Physiquement, la principale différence entre ces deux régimes consiste dans le fait que, pour les flux LDR, les contraintes Reynolds jouent un rôle majeur, tandis que dans le régime HDR, la dynamique proche paroi est dominé par le polymère [29].

Pour les simulations numériques, l'étendue du canal pour les cas de Re_{τ_0} jusqu'à 590 a été $Lx \times Ly \times Lz = 8\pi \times 1.5\pi \times 2.0$. Pour le plus haut débit de friction de zéro-cisaillement, $Lx \times Ly \times Lz = 6\pi \times 1.5\pi \times 2.0$. Le nombre de points de maillage ($Nx \times Ny \times Nz$) utilisés

pour chaque cas correspond à une résolution de grille de $8.8 \leq \Delta x^+ \leq 12.3$, $5.4 \leq \Delta y^+ \leq 7.3$, et $0.2 \leq \Delta z^+ \leq 12.1$.

Le superscript '+' indique la normalisation par la vitesse de frottement, définie par $u_\tau = \sqrt{\tau_w/\rho}$, et la viscosité cinématique totale du taux de cisaillement zéro. Le nombre de Schmidt $Sc_c = 0,1$ était nécessaire pour maintenir l'algorithme stable et le tenseur de conformation symétrique positif-défini.

3 Le mécanisme de DR et conclusions

Utilisant les résultats de la base de donnée obtenue avec la formulation présentée ci-dessus, un scénario pour mécanisme de réduction est proposé (voir figure 1). Récemment, [31] a montré expérimentalement que le phénomène de réduction de la traînée de polymère subit au moins trois étapes au fil du temps : A, B et C, comme le montre la figure 1 (a). Dans le stade A, appelé temps de développement (t_D), le DR est d'abord négatif, en raison d'une augmentation instantanée de la viscosité de l'extension locale causée par un étirement de polymère grand et abrupt. Ce processus initial nécessite une entrée d'énergie significative, qui provient principalement de l'écoulement moyen [32], en plus d'une quantité d'énergie moindre mais encore importante qui est extraite des structures elliptiques et hyperboliques, puisque les polymères sont fortement exposés aux fluctuations de tensions turbulentes.

Après avoir atteint une valeur minimale (DR_{min}), les polymères commencent leur cycle d'étirement et, en conséquence, le DR augmente en réponse aux interactions de polymère-écoulement, obtenant une valeur maximale (DR_{max}), qui fait pour le début de la phase B. La durée de l'étape B est désignée comme le temps de résistance (t_r). Une telle étape est caractérisée par une dégradation négligeable des polymères, au cours de laquelle le DR est maintenu à sa valeur maximale.

Enfin, le polymère peut être injecté (ou ré-injecté) dans la région très proche de la paroi, il libère longitudinalement l'énergie turbulente et est plus exposé au cisaillement moyen.

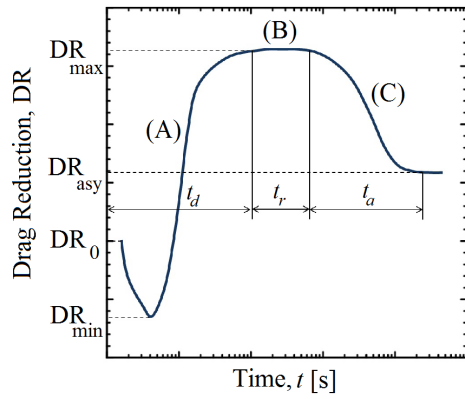
Étant donné que la quantité d'énergie stockée par le polymère à partir du champ de vitesse fluctuant est supérieure à celle libérée juste au-dessus de la sous-couche visqueuse, il y a un affaiblissement des structures turbulentes elliptiques et hyperboliques, comme indiqué par les flèches bleues et rouges de la figure 1 (c), entraînant la croissance du domaine parabolique. Cette tendance de parabolisation est accompagnée de la réduction de la fluctuation de vitesse au fur et à mesure que l'élasticité augmente.

La mécanique d'étirement discuté ci-dessus et esquissé dans la figure 1 met en évidence le rôle joué par les polymères dans la turbulence de paroi auto-entretenu en interaction avec le cisaillement moyen, les interactions non linéaires, près de la paroi elliptique et hyperbolique les structures dans les écoulements de réduction de la traînée, considérant un DR qui évolue au fil du temps dès le début du phénomène jusqu'à atteindre sa valeur asymptotique.

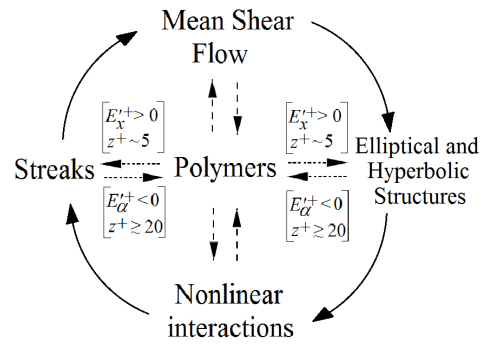
4 Remerciements

Je tiens à exprimer ma sincère gratitude à Mr. A. Pereira, au Prof. R. Thompson (UFRJ) et au Pr. E. Soares (UFES) pour leurs commentaires lors de nos discussions. Les ressources HPC de IDRIS sous l'attribution 2014-i20142b2277 faite par GENCI ont été utilisées pour l'obtention de ces résultats.

(a) Time dependent drag reduction



(b) Wall turbulence regeneration - region B



(c) Flow parabolization trend

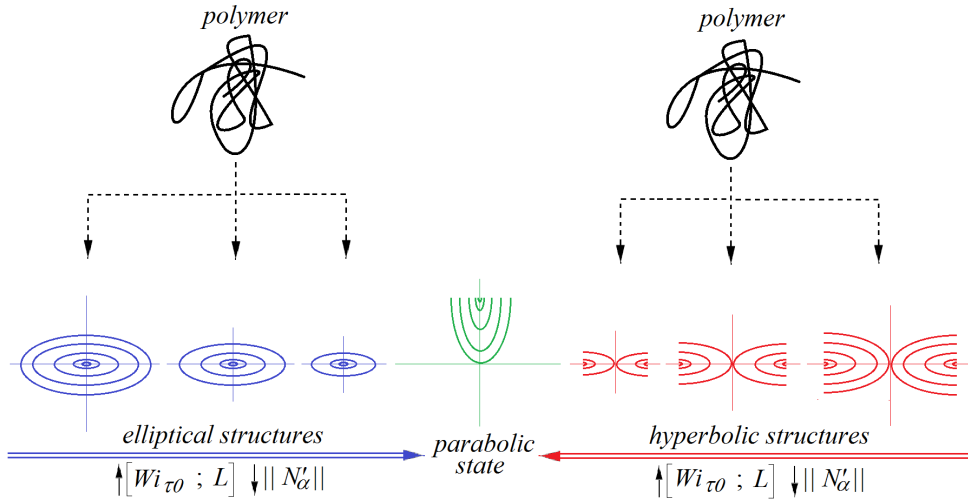


FIGURE 1 – Mécanisme de réduction de la traînée induite par le polymère. Source [30]

Références

- [1] B. A. Toms. Some observations on the flow of linear polymer solutions through straight tubes at large Reynolds numbers. *Proceedings of the International Congress of Rheology, Holland, North-Holland, Amsterdam, Section II*, pages 135–141, 1948.
- [2] K. J. Mysels. Flow of thickened fluids. *U.S. Patent*, 2 Dec. 27 492 :173, 1949.
- [3] R. H. J. Sellin, J. W. Hoyt, J. Poliert, and O. Scrivener. The effect of drag reducing additives on fluid flows and their industrial applications Part ii : Present applications and future proposals. *Journal of Hydraulic Research*, 20 :235–292, 1982.
- [4] E. D. Burger and L. G. Chorn. Studies of drag reduction conducted over a broad range of pipeline conditions when flowing Prudhoe Bay crude oil. *J. Rheology*, 24 :603, 1980.
- [5] A. G. Fabula. Fire-fighting benefits of polymeric friction reduction. *Trans ASME J Basic Engng*, pages 93–453, 1971.
- [6] J. Golda. Hydraulic transport of coal in pipes with drag reducing additives. *Chem Engng Commun*, 45 :53–67, 1986.
- [7] H. L. Greene, R. F. Mostardi, and R. F. Nokes. Effects of drag reducing polymers on initiation of atherosclerosis. *Polym Engng Sci*, pages 20–449, 1980.
- [8] P. S. Virk, H. S. Mickley, and K. A. Smith. The Toms phenomenon : Turbulent pipe flow of dilute polymer solutions. *Journal of Fluid Mechanics*, 22 :22–30, 1967.
- [9] H. C. Hershey and J. L. Zakin. A molecular approach to predicting the onset of drag reduction in the turbulent flow of dilute polymer solutions. *Chemical Engineering Science*, 22 :184–187, 1967.
- [10] P. S. Virk, H. S. Mickley, and K. A. Smith. The ultimate asymptote and mean flow structure in Toms’ phenomenon. *ASME-Journal of Applied Mechanics*, 37 :488–493, 1970.
- [11] P. S. Virk. Drag reduction fundamentals. *AIChE Journal*, 21 :625–656, 1975.
- [12] T. Moussa and C. Tiu. Factors affecting polymer degradation in turbulent pipe flow. *Chemical Engineering Science*, 49 :1681–1692, 1994.
- [13] A. Gyr and T. Tsinober. On the rheological nature of drag reduction phenomena. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 73 :153–162, 1995.
- [14] V. N. Kalashnikov. Dynamical similarity and dimensionless relations for turbulent drag reduction by polymer additives. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 75 :209–230, 1998.
- [15] J. L. Lumley. Drag reduction by additives. *Annual Review of Fluid Mechanics*, 11 :367–384, 1969.
- [16] F. A. Seyer and A. B. Metzner. Turbulence phenomena in drag reducing systems. *AIChE Journal*, 15 :426–434, 1969.
- [17] M. Tabor and P. G. de Gennes. A cascade theory of drag reduction. *Europhysics Letter*, 2 :519–522, 1986.
- [18] D. D. Joseph. *Fluid Dynamics of Viscoelastic Liquids*. Springer Verlag, New York, 1990.
- [19] J. M. J. den Toonder, F. T. M. Nieuwstadt, and G. D. C. Kuiken. The role of elongational viscosity in the mechanism of drag reduction by polymer additives. *Applied Scientific Research*, 54 :95–123, 1995.
- [20] P. Orlandi. A tentative approach to the direct simulation of drag reduction by polymers. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 60 :277–301, 1996.

- [21] R. Sureshkumar, A. N. Beris, and R. A. Handler. Direct numerical simulation of the turbulent channel flow of a polymer solution. *Physics of Fluids*, 9 :743–755, 1997.
- [22] A. Peterlin. Streaming birefringence of soft linear macromolecules with finite chain length. *Polymer*, 2 :257–291, 1961.
- [23] F. Bagheri, D. Mitra, P. Perlekar, and L. Brandt. Statistics of polymer extensions in turbulent channel flow. *Physical Review E*, 86 :056314–1–056314–10, 2012.
- [24] R. Bird, R. Armstrong, and O. Hassager. *Dynamics of Polymeric Liquids. Kinetic Theory*. Wiley-Interscience, 1987.
- [25] R. Sureshkumar and A. N. Beris. Effect of artificial stress diffusivity on the stability of numerical calculations and the dynamics of time-dependent viscoelastic flows. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 60 :53–80, 1995.
- [26] K. D. Housiadas and A. N. Beris. Polymer-induced drag reduction : Effects of the variations in elasticity and inertia in turbulent viscoelastic channel flow. *Physics of Fluids*, 15(8) :2369–2384, 2003.
- [27] L. Thais, A. Tejada-Martinez, T. B. Gatski, and G. Mompean. A massively parallel hybrid scheme for direct numerical simulation of turbulent viscoelastic channel flow. *Computers and Fluids*, 43 :134–142, 2011.
- [28] S. W. Armfield and R. L. Street. Fractional step methods for the navier–stokes equations on non-staggered grids. *ANZIAM J*, 42(E) :C134–C156, 2000.
- [29] C. M. White and M. G. Mungal. Mechanics and prediction of turbulent drag reduction with polymer additives. *Annual Review of Fluid Mechanics*, 40 :235–256, 2008.
- [30] A. S. Pereira, G. Mompean, L. Thais, and R. L. Thompson. Statistics and tensor analysis of polymer coil–stretch in drag reducing channel flow. *Journal of Fluid Mechanics*, 824 :135–173, 2017.
- [31] R. M. Andrade, A. S. Pereira, and E. J. Soares. Drag increase at the very start of drag reducing flows in a rotating cylindrical double gap device. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 212 :73–79, 2014.
- [32] A. S. Pereira, G. Mompean, L. Thais, and E. J. Soares. Transient aspects of drag reducing plane couette flows. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 241 :60–69, 2017.



L'importance de la récupération des huiles usagées et ses influences sur l'environnement

SMAINE M.

Université Hassiba Benbouali Chlef

Laboratoire de rhéologie et mécanique

Algérie

E- Mail :smainemust@yahoo.com

Résumé-

Cette étude a pour but de montrer que des huiles usagées, après utilisation, deviennent contaminées. Ses propriétés altérées, elle ne peut continuer à remplir sa tâche convenablement. C'est le cas des lubrifiants de moteur, des liquides hydrauliques, des liquides servant à travailler le métal, des fluides isolants et des liquides de refroidissement. Les lubrifiants à moteur représentent 45 % de toutes les huiles récupérables.

Les plus importantes pratiques non écologiques : la combustion nonchalante, la mise au rebut, l'élimination directe au sol, l'écoulement par les égouts et l'épandage sur les routes sont des pratiques à éviter.

L'influence des huiles usagées sur l'environnement car chaque litre d'huile ainsi déversé dans la nature suffit pour donner un goût et une odeur inhabituels à un million de litres d'eau.

L'huile à moteur usagée est souvent éliminée de façon inadéquate risquant de nuire à l'environnement.

La récupération aidée par : la réglementation de l'activité de traitement et de régénération des huiles usagées (décret exécutif n° 04-88) ;nouvelles technologies qui facilitent la récupération et la mise en valeur des huiles usagées.

L'huile usagée récupérée peut servir à deux fins : le recyclage ou la valorisation énergétique. Parmi les différents procédés de recyclage existants, la «régénération» des vieilles huiles offre les meilleures perspectives environnementales.

Mots clés :- huiles usagées, récupération des huiles , traitement ,environnement, règlement

1. Introduction.

En Algérie, la problématique des huiles usagées se pose sérieusement, pour la protection de l'environnement. Cette matière avec ses deux catégories, "les huiles noires qui comprennent les huiles moteurs et certaines huiles industrielles (huiles de trempe, de laminage...), des huiles fortement dégradées et contaminées", ainsi que "les huiles claires qui proviennent des transformateurs, des circuits hydrauliques et des turbines peu contaminées et chargées en général d'eau et de particules", représentent un grand danger sur la nature. En effet, selon les experts, un litre d'huile usagée peut polluer un million de litres d'eau, alors dans ce cas on peut imaginer le degré de la catastrophe écologique que risque notre pays en stockant cette matière sans collecte ni traitement.

2. Huiles usagées.

Une huile usagée est une huile qui, après utilisation, devient contaminée. Ses propriétés altérées, elle ne peut continuer à remplir sa tâche convenablement. C'est le cas des lubrifiants de moteur, des liquides hydrauliques, des liquides servant à travailler le métal, des fluides isolants et des liquides de refroidissement.

Les lubrifiants à moteur représentent 45 % de toutes les huiles récupérables et conduisent à trois formes de résidus suite au changement d'huile de votre voiture :

- l'huile usagée elle-même ;
- les dépôts agglutinés sur le filtre à huile du moteur ;
- les restants d'huile vierge demeurés au fond des contenants.

1. Huiles lubrifiants.

Les huiles lubrifiantes empêchent la surchauffe des pièces métalliques qui entrent en contact les unes avec les autres dans un moteur à combustion interne. Soumises à de fortes températures, elles se dégradent et perdent progressivement leurs propriétés lubrifiantes. Avant l'emploi, elles sont constituées de 80 % à 90 % d'huile lubrifiante de base et de 10 % à 20 % d'additifs destinés à améliorer leurs performances. Durant usage, leur composition change dû à certains facteurs, tels que la modification physique et chimique des molécules à cause de l'élévation de température de certaines parties du moteur, la dégradation des additifs l'addition de métaux provenant de l'usure du moteur et l'infiltration de substances étrangères comme des solvants, des glycols et de l'essence. La composition d'une huile usagée, celle des moteurs par exemple, est donc très variable et difficile à définir. Elle dépend, entre autres, du temps d'utilisation de l'huile, des additifs qu'elle contenait et du type de moteur employé. De plus, lors de la récupération, les différentes sortes d'huiles usagées sont souvent mélangées, ce qui en rend davantage complexe la composition, et nécessite l'attention des recycleurs

3. Les pratiques habituelles non écologiques.

L'huile à moteur usagée est souvent éliminée de façon inadéquate risquant de nuire à l'environnement. La combustion nonchalante, la mise au rebut, l'élimination directe au sol, l'écoulement par les égouts et l'épandage sur les routes sont des pratiques à éviter.

1. Combustion non-contrôlée.

Certaines grandes industries, détenant les permis nécessaires, sont autorisées à se servir d'huiles usagées comme combustible. Elles doivent se soumettre à des contrôles réguliers afin que leurs émanations ne dépassent pas certains taux de toxicité. Un regard particulier doit être porté sur les composés d'oxydes d'azote et d'oxydes de soufre qui contribuent à la formation des pluies acides. La valorisation énergétique à l'échelle industrielle est donc régie selon des normes strictes. À l'heure actuelle, le règlement sur les matières dangereuses interdit l'utilisation de toute nouvelle petite chaudière ou fournaise de capacité inférieure à 3 MW.

En effet ces appareils ne possèdent généralement pas de systèmes d'épuration efficaces des émissions à l'atmosphère, et la nature de ces émissions est directement liée à la qualité du combustible avec lequel on alimente ces appareils.

2. La mise en décharge

L'enfouissement des huiles à moteur usagées se produit encore de nos jours. Les huiles sont parfois jetées avec d'autres ordures ménagères et aboutissent dans les sites d'enfouissement. L'élimination des RDD dans ces derniers est interdite mais les quantités individuelles d'huile à être éliminées sont faibles et peuvent donc passer inaperçues.

3. L'élimination au sol.

L'élimination directe au sol par des particuliers et de petites entreprises n'est pas une pratique totalement éradiquée, ni en milieu urbain, ni en milieu rural.

4. Les égouts.

Une proportion des huiles à moteur éliminées par les particuliers et les bricoleurs d'autos peut aussi se retrouver dans le réseau des égouts et voyager jusqu'à une station de traitement des eaux usées. Leur présence, et celle des sels de métaux qu'elles contiennent, peut perturber le fonctionnement de ces stations et altérer la qualité de l'eau résultante du traitement.

Les huiles à moteur usagées jetées dans un réseau collecteur des eaux pluviales seront déversées directement dans les eaux de surface sans aucun traitement. Les résidus d'huile éliminés directement au sol peuvent aussi se retrouver dans le réseau d'égouts dû au ruissellement de l'eau de pluie.

5. Epannage sur les routes contre la poussière.

Certains pays utilisent les huiles à moteur usagées pour la lutte contre les poussières sur les routes. Cette pratique, qui risquait de contaminer les eaux de surface, a été interdite.

4. Les huiles usagées en Algérie.

Les huiles usagées sont définies comme des huiles minérales ou synthétiques, inaptes, après usage, à l'emploi auquel elles étaient destinées; On distingue deux types d'huiles usagées :

Les huiles noires qui comprennent

- les huiles moteurs (essence et gasoil) et
- les huiles industrielles (huiles de trempe, de laminage, de tréfilage)

Les huiles claires provenant des transformateurs, des circuits hydrauliques et des turbines

Au plan national, le marché est de l'ordre de 150.000 tonnes par an, se répartissant comme suit:

- Huiles moteurs 75%,
- Huiles industrielles (ateliers, entreprises industrielles) 19%
- Graisses et paraffines 3%
- Huiles aviation et marine 3%

Plusieurs activités sont susceptibles de produire des huiles usagées. On peut citer notamment:

Les garages, concessionnaires, stations de vidange, stations service;

Les transports (routiers, fluviaux ,aériens, ferroviaires);

les usines, ateliers, entreprises industrielles;

Les entreprises traitant des déchets contenant des huiles usagées (cas de la démolition automobile, du traitement de filtres à huiles, d'emballages souillés par des huiles,...).

Les huiles usagées ne sont pas biodégradables, elles sont classées dans la catégorie des déchets spéciaux dangereux.

Leur rejet dans la nature est strictement interdit. Elles peuvent engendrer une détérioration importante du milieu naturel, qui peut être traduit par une pollution de l'eau, du sol et de l'atmosphère:

Un (01) litre d'huile usagée peut contaminer 1 million de litres d'eau ;

Les huiles de vidange contiennent de nombreux éléments toxiques tels que les métaux lourds (plomb, cadmium...).

Leur aboutissement dans les stations d'épuration d'eau provoque une corrosion de l'appareillage.

En Algérie, la quantité moyenne des huiles usagées récupérées par NAFTAL est de 12 000 tonnes par an, ce qui représente 27% de la quantité des huiles usagées générées sur la vente de NAFTAL.

Ce taux a été doublé par rapport aux années précédentes, où la collecte représentait uniquement 14 %. Les capacités de stockage sont estimées à 12 426 m³ (3 476 m³ pour les dépôts primaires et à 8 950 m³ pour les dépôts portuaires).

5. Différentes filières de traitement des huiles usagées.

1. Valorisation énergétique.

La valorisation énergétique consiste à utiliser l'huile usagée, éventuellement prés-traitée comme combustible dans les cimenteries et les chaudières. Le pouvoir calorifique d'une huiles usagée est en effet à peu près équivalent à celui d'un combustible traditionnel;

2. Recyclage.

Le recyclage est une forme de valorisation en raffinerie qui consiste à :

- Injecter une partie d'huiles usagées (prétraitées) dans le résidu atmosphérique afin qu'elles soient soutirées avec les distillats sous vide du brut; l'huile usagée peut être régénérée et donner naissance à un nouveau lubrifiant qui égalera sans problème le rendement des huiles vierges.
- Utiliser comme charge catalytique;

3. Régénération.

La régénération consiste à retraiter les huiles usagées en vue de produire des huiles de base. Suite aux nouveaux règlements internationaux concernant les HU, notamment les mouvements transfrontières et l'élimination des déchets dangereux pour la santé humaine et l'environnement; la convention de Bâle impose des règlements très strictes et des procédures administratives pour assurer un mouvement en sécurité d'un pays à un autre. Ainsi, la possibilité d'exporter les HU va devindra de plus en plus difficile et incertaine. En Algérie, toute installation de traitement des déchets dangereux est soumise, préalablement à sa mise en service, à une autorisation du Ministre chargé de l'Environnement (Art.42; loi n°01-19)

La mise en exploitation d'une unité de traitement et de régénération des huiles usagées est soumise à une autorisation délivrée conformément aux dispositions réglementaires régissant les installations classées. (Art. 11. DE n°04-88 réglementant l'activité de traitement et de régénération des huiles usagées).

6. Traitement des huiles Industrielles.

Les huiles industrielles sont essentielles au bon fonctionnement de vos installations et de votre matériel de production.

Ces huiles se dégradent au cours du temps par le vieillissement normal et l'accumulation de particules ou l'adjonction de liquides extérieurs.

La dégradation des huiles provoque une usure prématurée des machines et une diminution de la production. Certains incidents sur le circuit de fabrication conduisent parfois à une pollution accidentelle de l'huile par des liquides ou particules extérieurs (eau, poussière.)

Le plus souvent, l'unique réponse apportée est le remplacement de la charge d'huile et celle-ci devient alors un déchet qu'il faut éliminer. Cette solution est pénalisante pour la production et coûteuse pour l'entreprise. Pourtant les huiles industrielles usagées peuvent souvent faire l'objet d'un traitement qui permet de retarder ce stade ultime en les réutilisant dans votre circuit de production. Selon le degré de détérioration de l'huile et surtout des additifs qu'elle contient, la participation de votre fournisseur d'huile peut alors être requise.

1. Différentes huiles à traiter.

Toutes les huiles industrielles à l'exception des fluides aqueux utilisés en usinage et dans certains circuits hydrauliques.

Nous traitons principalement :

- Les huiles isolantes pour disjoncteurs et transformateurs,
- Les huiles lubrifiantes : hydraulique, turbine, compresseur ou réducteur,
- Les huiles de travail des métaux : coupe, trempe, déformation,
- Les fluides caloporteurs.

Ainsi que toutes les huiles claires utilisées dans les véhicules et engins roulants : fluides de transmissions automatiques et d'amortisseurs, liquides de freins, huiles mouvement.

Deux types de pollution des huiles industrielles peuvent être traités :

2. Pollution liquide et solide.

La pollution liquide ,essentiellement l'eau, les autres huiles, les solvants ou les produits chimiques...

La pollution solide dont l'origine est aussi variée que l'application de l'huile :

- résidus d'oxydation de l'huile,
- résidus de composition ou de montage des organes d'une machine,
- particules d'usure des pièces en mouvement, particules de poussières.

Nous ne traitons pas toutefois les huiles polluées par les hydrocarbures et donc toutes les huiles moteurs.

3. Les PCB

Les PolyChlorBiphényles (PCB) - synthétisés industriellement depuis 1930 et plus connus sous le nom Pyralène (marque commerciale) - sont des composés organiques chlorés constitués de plus de 200 congénères. Leur grande stabilité chimique et leurs qualités isolantes ont conduit à les utiliser massivement dans l'industrie : fluides diélectriques dans les transformateurs et condensateurs, fluides caloporteurs, lubrifiants dans les turbines et les pompes, ainsi que dans diverses autres applications (fabrications de peintures, adhésifs, matières synthétiques).

Mais ces qualités ont pour contrepartie une grande stabilité donc une mauvaise biodégradabilité. Les PCB sont très persistants, tant dans le milieu naturel que dans les tissus vivants : ils s'accumulent dans la chaîne alimentaire. La toxicité aiguë des PCB est faible pour l'homme : une exposition accidentelle de courte durée aux PCB n'a pas de conséquence grave.

De nombreuses huiles non PCB se sont trouvées contaminées par :

- Les fabricants de PCB qui utilisaient les mêmes installations pour les différents types de production d'huiles,
- L'utilisation comme fluide d'appoint de PCB,
- L'utilisation lors des opérations de maintenance de matériels "contaminés".

Les PCB se trouvent aujourd'hui principalement dans les transformateurs mis en service avant 1988.

4. Types de traitement.

Les traitements varient selon le type de fluide à traiter et consistent en :

- Déshydratation,
- Epuraton,
- Clarification,
- Dépollution.

La déshydratation s'effectue à chaud ou à froid selon que le fluide supporte ou non une élévation de température durant le traitement.

L'épuration consiste en une ébauche de clarification du fluide par l'élimination des particules polluantes les plus grosses soit par décantation soit par sassage sur des tamis fins.

La clarification termine la filtration du fluide et élimine les particules les plus fines par des procédés développés spécialement pour les huiles industrielles.

En cas de besoin, nous décontaminons le fluide s'il est pollué par des PCB.

La durée du traitement ainsi que le choix d'intervenir sur site ou dans notre atelier dépendent des volumes à traiter et de l'état d'usure de l'huile.

Un plan européen d'élimination et de décontamination des appareils contenant des PCB et PCT (PolyChloroTerphényles) a été décidé en 1996 et transcrit en Droit Français par le décret du 18 janvier 2001. Il impose la destruction des appareils contenant ces substances ou le remplacement des produits qu'ils contiennent selon un calendrier qui s'échelonne jusqu'au 31 décembre 2010 . Sont concernés par ce plan tous les appareils pollués à plus de 500 ppm de PCB.

7. Analyses huiles industrielles.

1. Contrôle des réceptions

Chaque charge d'huile traitée en nos ateliers fait l'objet d'une analyse de contrôle avant son traitement selon la réglementation définie par la Directive européenne n°87/101/CEE.

Cette réglementation prévoit les déterminations suivantes :

- Présence de PCB/PCT par chromatographie en phase gazeuse
- Nature du produit par spectrométrie Infra Rouge
- Teneur en eau

Nos procédures prévoient préalablement la détermination de deux principales caractéristiques du lubrifiant et de la saturation particulière du bain d'huile à traiter :

- Viscosité exprimée en cSt (centistoke) à 40°C
- TAN (Total Acid Number ou indice d'acide) exprimé en mg de KOH/g
- Analyse gravimétrique exprimée en mg/l ou comptage de particules

2. La spectrométrie Infra Rouge.

La spectrométrie renseigne sur la nature du lubrifiant analysé. Cette analyse consiste à faire passer un rayon infrarouge au travers du lubrifiant, un tracé est ainsi obtenu. Chaque type de lubrifiant possède un spectre spécifique, dépendant de sa composition.

En comparant le spectre IR du produit neuf avec ceux du produit usagé et du produit régénéré le laboratoire vérifie la conformité du produit revalorisé.

3. Viscosité.

La viscosité d'une huile industrielle en fonctionnement évolue au cours du temps. Plusieurs facteurs influent sur la viscosité d'un lubrifiant selon les conditions d'utilisation tels que :

- altération des additifs au fur et à mesure du travail de l'huile,
- pollution accidentelle par un autre lubrifiant ou un solvant,
- perte de certains composants par fuite ou évaporation
- particules dues à l'usure mécanique de l'organe,
- génération de résidus dus à l'oxydation de l'huile.

La comparaison de la viscosité d'une huile industrielle neuve et de l'huile usagée permet ainsi de renseigner sur son état.

4. Mesure du TAN

(indice d'acide) renseigne également sur l'état de l'huile. C'est une détermination importante dans l'analyse du fluide. Les additifs, en vieillissant, voient leur acidité spécifique (naturelle) diminuer. Parallèlement l'huile, en s'oxydant, fait évoluer le TAN jusqu'à un certain point où sa dégradation s'accélère très rapidement et provoque une augmentation importante de l'indice d'acide. Il en résulte une courbe de l'évolution du TAN en fonction du temps d'utilisation fig1:

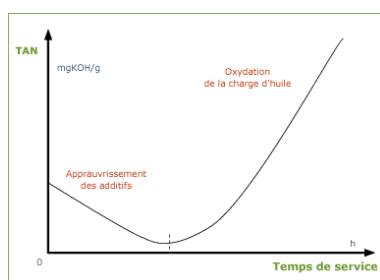


Figure 1

Evolution du TAN en fonction du temps d'utilisation

Pour évaluer correctement l'état d'un lubrifiant industriel, il faut compléter l'analyse par l'examen de la teneur en insaturés c'est à dire la présence de particules solides. Elles peuvent être soit dispersées dans l'huile ou bien en dépôt.

5. Analyse gravimétrique.

Sur membrane de microfiltration de taille variant de 0,8 μ à 12 μ évalue la quantité totale de particules qu'elles soient métalliques générées par l'usure des pièces en mouvement, par l'usinage de pièces sur machines-outils, ou provenant de pollution tels rouille peinture, poussières, joints. Une pesée de la membrane permet d'obtenir la quantité de particules en poids par rapport au volume d'huile traitée.

6. Comptage de particules.

Le comptage permet de connaître la quantité et la qualité dimensionnelle des contaminants présents dans la charge d'huile. Une classification de ces polluants est ensuite définie selon les normes souhaitées : ISO ou NAS. Cette analyse procure des informations essentielles pour utiliser un fluide dans les circuits exigeants des produits exempts de polluants solides.

7. Evaluation de l'huile en service.

L'analyse d'une charge d'huile en service détermine son comportement dans l'organe qu'elle lubrifie et donne aussi une indication sur les particules qu'elle véhicule. Cette analyse informe sur le vieillissement de la charge d'huile et le degré de pollution tant liquide que solide qu'elle contient.

Plusieurs déterminations analytiques basées sur l'application du fluide sont effectuées par notre laboratoire selon les recherches de polluants ou bien les caractéristiques à analyser souhaitées. Ces analyses sont celles décrites plus haut lesquelles peuvent être complétées par les suivantes :

- masse volumique,
- couleur,
- aspect,
- viscosité à 100 °C,
- indice de viscosité,
- point d'éclair,
- point de feu,
- point d'écoulement,
- indice de saponification,
- corrosion lame de cuivre...

Les analyses des fluides en service ont pour objectif de s'assurer qu'ils sont toujours performants et assurent toujours leurs rôles de lubrifiant.

Le résultat de l'analyse effectué par notre laboratoire permet de déterminer si le fluide peut être maintenu en service, s'il nécessite un traitement spécifique tel que épuration, filtration, déshydratation ou bien s'il faut vidangée définitivement la charge.

8. Difficulté de la récupération des huiles usagées.

Le problème de récupération des huiles usagées se pose toujours. Bien qu'une taxe de 12 500 DA par tonne de lubrifiant mise sur le marché ait été instaurée par décret, en vigueur depuis 2006 (taxe versée au fonds de la dépollution et de la protection de l'environnement), les opérateurs qui génèrent ces huiles, notamment les stations de vidange et les concessionnaires se plaignent de problèmes de collecte.

Chaque année, 160 000 tonnes de lubrifiants sont mises sur le marché, mais seulement 10 à 11%, sont récupérés. Le reste est stocké. Selon des gérants de station de lavage et de vidange, ces derniers possèdent toujours des stocks d'huiles usagées dans des fûts ou dans des fosses de récupération. Il s'agit de quantités énormes d'huiles qu'ils ne savent pas où mettre. Ces huiles ont un impact néfaste sur l'environnement et sur les nappes phréatiques. Selon un spécialiste, un litre de lubrifiant peut couvrir 1 000 m² d'étendue d'eau visible à l'œil nu.

1. Réservoirs de récupération.

Toutes les stations de lavage et tous les opérateurs générant des huiles usagées doivent être équipés de réservoirs de récupération, car la loi sur la protection de l'environnement prévoit des sanctions à l'encontre de tout contrevenant. Avec la mise sur le marché de plusieurs marques de lubrifiant, la collecte est devenue plus pénible pour Naftal .

2. Récupération des huiles de vidange.

Naftal s'est dotée d'un réseau de récupération et de centres de stockage répartis à travers le territoire national et qui totalisent une capacité de 25.000 m³, pour la récupération des huiles de vidange au niveau des stations service.

9. Respect de l'environnement.

Contrairement aux traitements par incinération des huiles contaminées, notre traitement permet de revaloriser ces huiles qui, par exemple, sont ensuite utilisées pour la fabrication de produits dans le démoulage du béton.

Les déchets produits par la dé chloration sont inférieurs à 2% de l'huile traitée et sont détruits en centres agréés.

Toutefois, les quantités collectées estimées à 8%, restent très faibles et se limitent principalement aux stations services gérées directement par Naftal. Pour cela et afin de préserver les milieux récepteurs, des mesures urgentes doivent être engagées afin de réduire l'ampleur des rejets, elles doivent cibler les aspects suivants :

- Sensibiliser les professionnels et les usagés sur les dangers liés à l'introduction de ces déchets dans les milieux naturels.
- Promouvoir des projets de création de micro-entreprises spécialisées dans la collecte et le recyclage de ces huiles usagées.
- Appliquer la réglementation en vigueur (principe du pollueur payeur).

la réglementation de l'activité de traitement et de régénération des huiles usagées (décret exécutif n° 04-88) nouvelles technologies qui facilitent la récupération et la mise en valeur des huiles usagées. (J.O.24 mars 2004)

10. Bibliographie

[1] François Audibert, Les huiles usagées. Reraffinage et valorisation énergétique, éditions Technip, Paris, 331 pages, dec 2002,

[2] Eric Lecontre, La filière huiles usagées, bilan de l'année 2010, ADEME, Angers, 120 pages, août 2011 .

[3] Journal officiel N° 18 ,décret exécutif 4-87correspondant au 24mars 2004

TRANSFERT THERMIQUE DANS UNE CAVITE REMPLIE DE NANOFUIDES

ELJAMALI LAILA

Zaydan Mostafa

SEHAQUI Rachid

Université Hassan II ain chock, laboratoire de mécanique, Maroc, laila.eljamali@gmail.com

Abstract – Les nanofluides sont estimées d'offrir des avantages importants par rapport aux fluides purs de transfert de chaleur. On a développé un modèle pour expliquer le comportement de nanofluides en tenant compte de la fraction volumique ϕ . Les équations de Navier-Stokes sont résolues numériquement en alternant une méthode implicite (méthode ADI) pour différents nombres de Rayleigh comme 10^3 , 10^4 et 10^5 . Le nanofluide utilisé est Al_2O_3 avec de l'eau $Pr = 6.2$, la fraction volumique ϕ est variée entre 0 %, 5 % et 10 %. L'angle d'inclinaison ϕ varie de 0° à 60° . Le nanofluide dans la cavité considérée incompressible, newtonienne et laminaire. Les nanoparticules sont supposées avoir une forme et une taille uniforme. Cependant, il est supposé que les deux phases fluides et les nanoparticules sont en état d'équilibre thermique et ils coulent en même vitesse. Les propriétés thermophysiques des nanofluides sont supposées être constantes à l'exception de la variation de densité dans la force de flottabilité, qui est basée sur l'approximation de Boussinesq.

Nomenclature

i_x - direction suivant l'axe des x
 i_y - direction suivant l'axe des y
 C_p capacité thermique spécifique ($J.K^{-1}$)
 Gr Nombre de Grashof $Gr = (\beta_f H^3 g (Th - Tc)) / (\nu_f^2)$
 G accélération gravitationnelle ($m.s^{-2}$)
 h Le coefficient de transfert de chaleur Local ($W.m^{-2}.K^{-1}$)
 H hauteur de la cavité (m)
 Pr nombre de Prandtl $Pr = \alpha_f / \nu_f$
 Ra Nombre de Rayleigh $Ra = (\beta_f g H^3 (Th - Tc)) / (\nu_f \alpha)$
 t Temps dimensionnel (s)
 τ Temps adimensionnel
 T La température T (K)
 p Pression (pa)
 P La pression adimensionnel
 W Largeur de la cavité (m)
 (x,y) les coordonnées cartésiennes dimensionnels (m)
 (X,Y) Coordonnées cartésiennes adimensionnels
 U, V Composantes de vitesse dans les directions x, y ($m.s^{-1}$)
 U, V composantes de vitesse adimensionnel
 Nu nombre de Nusselt local

\overline{Nu} Nombre de Nusselt moyen

Symboles-grec

α Diffusivité thermique fluide ($m^2.s^{-1}$)
 β coefficient d'expansion thermique (K^{-1})
 ν Viscosité cinématique ($m^2.s^{-1}$)
 ρ La densité ($kg.m^{-3}$)
 μ viscosité dynamique ($N.s.m^{-2}$)
 k Conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$)
 ψ Fonction de courant dimensions
 θ Température adimensionnelle
 Ω Vorticité adimensionnelle
 ϕ Fraction volumique du nanoparticule

Les indices

C Paroi froid
 eff Efficace
 H Paroi chaud
 s Solide
 F fluide pur

Les opérateurs

Δ Laplacien
 ∇ Gradient

Introduction

L'amélioration du transfert de chaleur par convection naturelle est l'objet principal de plusieurs études, de nombreux chercheurs ont effectué une série de tests numériques et expérimentales de la description des phénomènes de convection : le gestionnaire de fait, la nature des systèmes (en particulier la géométrie) et les propriétés des fluides impliqués (propriétés physico-chimiques).

G. De Vahl Davis [4] a proposé une solution standard dite Benchmark pour le cas de la cavité carrée différentiellement chauffée en régime laminaire. La formulation du problème utilisée par Davis est la formulation fonction de courant–vorticité. Les équations modifiées par l'interaction d'un terme transitoire sont discrétisées par la méthode des différences finies. Le système d'équation algébrique résultant de l'opération de discrétisation, est résolu par l'algorithme ADI (Alternating Direction Implicit). Elsherbiny[9] a mené une étude expérimentale de juin pour étudier le transfert de chaleur par convection naturelle dans une cavité rectangulaire inclinée. Bairi et al. [1] ont effectué une étude sur la convection naturelle pour un nombre de Rayleigh élevé à l'aide d'une technique numérique et expérimentale dans une cavité rectangulaire inclinée. Ils ont obtenu une corrélation donnant le nombre de Nusselt en fonction de Rayleigh de cette étude, le nombre de Nusselt minimale est obtenue pour $\Phi = 270^\circ$. Hakan F. Oztop, Eiyad Abu-Nada [3] ont mené des études pour analyser l'effet de l'utilisation numérique de différents nanofluides sur la distribution des champs de températures élevées dans une cavité de hauteur H et de longueur W rempli d'un mélange d'eau et de nanoparticule. Différents types de nanofluides (Cu , Al_2O_3 et TiO_2) ; le mur de gauche est maintenu à une température constante et supérieure à la température de la paroi de droite. Ils ont montré que la valeur de nombre de Rayleigh, la taille du dispositif de chauffage et la fraction de volume nanofluides affecte sur la force de transfert de chaleur. Kamal Raj Kumar Tiwari et Manab Das [7] ont mené des études numériques pour analyser l'effet des nanofluides sur la distribution du champ de température des lignes d'écoulement dans une cavité remplie d'un mélange d'eau et de types de nanoparticules de Cuivre et pour différentes fractions volumiques. Ils ont montré que le coefficient d'échange de chaleur est influencé par le nombre de Reynolds et la fraction volumique de nanofluide. La nanotechnologie a été largement utilisée dans l'industrie car les matériaux de taille nanométrique possèdent des propriétés chimiques et physiques uniques. Les fluides nanométriques ajoutés sont appelés nanofluides qui sont utilisés pour la première fois par Choi [8]. Khanafer et al. [5] ont étudié l'amélioration du transfert de chaleur dans une enceinte à deux dimensions en utilisant les nanofluides pour divers paramètres pertinents. Ils ont testé différents modèles à partir de la densité du nanofluide, de la viscosité et des coefficients de dilatation thermique. Ils ont constaté que les nanoparticules en suspension augmentent considérablement le taux de transfert de chaleur pour tous les nombres de Grashof. Zaydan et al. [6] ont étudié numériquement la convection laminaire d'un nanofluide confiné dans une cavité carrée. Les parois verticales sont supposées être isolées, non conductrices et imperméables au transfert de masse. Les parois horizontales sont chauffées différentiellement, la paroi basse est maintenue à une température chaude (sinusoïdale) et la paroi haute est froide. Son étude consiste à développer une nouvelle méthode de résolution précise de hauteur pour résoudre les équations de transfert de chaleur. La nouvelle méthode est un compact du quatrième ordre (F.O.C). Son travail vise à montrer l'intérêt de la méthode et de comprendre l'effet de la présence de nanofluides dans les systèmes fermés carrés sur le Mécanisme de la convection naturelle. Les simulations numériques sont effectuées pour un nombre de Prandtl ($Pr = 6.2$), pour les différentes fractions volumiques Varie entre 0 % et 10 % pour le nanofluide (eau +Cu) et les nombres de Rayleigh entre $Ra = 10^3$ et $Ra = 10^5$.

Dans ce travail nous nous intéressons à l'étude du code transfert thermique numérique dans une cavité carrée inclinée par rapport à l'horizontal, afin d'étudier l'influence de l'inclinaison et la fraction volumique sur le transfert de chaleur. L'objectif principal de cette étude est d'examiner le transfert de chaleur par convection naturelle dans une enceinte carrée inclinée entièrement chauffée remplie de nanofluides. Dans ce contexte, nous avons développé notre propre code en résolvant le problème discrétisé par la méthode ADI (Alternance Direction Implicite).

II. Description mathématique du problème

La configuration étudiée est illustrée dans la figure 1. Il s'agit d'une cavité carrée inclinée par rapport à l'axe horizontal remplie d'un mélange d'eau et de nanoparticules de Al_2O_3 , y compris deux parois sont maintenues à des températures respectives T_h chaude et froide T_c , les autres parois sont supposées adiabatiques, le facteur de forme de la cavité est défini comme.

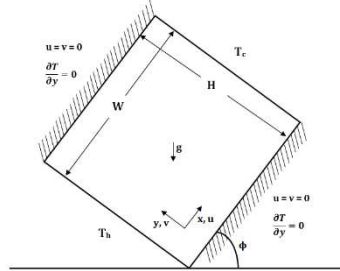


Figure 1 : modèle physique et système de coordonnées

Le nanofluide dans la cavité est considéré comme incompressible et newtonien, l'écoulement est supposé être laminaire et bidimensionnel, la phase liquide et les nanoparticules sont dans un état d'équilibre thermique. Selon les approximations de Boussinesq, la variation de densité est négligeable partout sauf dans le terme de flottabilité.

Les propriétés thermophysiques avec lesquelles nous allons travailler sont décrites dans le tableau 1.

Tableau I

Propriétés thermophysiques des différentes phases.

PROPRIETES PHYSIQU	LA PHASE LIQUIDE (L)	LA PHASE SOLIDE (A)
C_p (J/KG.K)	4179	765
ρ (KG/M ³)	997,1	3970
K (W/M.K)	0,613	40
$\alpha \cdot 10^7$ (M ² /S)	1,47	131,7
$\beta \cdot 10^5$ (1/K)	21	0,85

Sous l'hypothèse de propriétés thermiques constantes, les équations de Navier-Stokes pour un fluide incompressible, instationnaire, et bidimensionnel sont :

✓ Equation de continuité :

$$\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} = 0 \quad (1)$$

✓ Equation de la quantité de mouvement suivant l'axe x:

$$\rho_{nf} \left(u \frac{\partial u}{\partial x} + v \frac{\partial u}{\partial y} \right) = - \frac{\partial P}{\partial x} + \mu_{nf} \Delta_2 u + (\rho_s \beta_s \phi + (1 - \phi) \beta_f \rho_f) T \cdot g \quad (2)$$

✓ Equation de la quantité de mouvement suivant l'axe y:

$$\rho_{nf} \left(u \frac{\partial v}{\partial x} + v \frac{\partial v}{\partial y} \right) = - \frac{\partial P}{\partial y} + \mu_{nf} \Delta_2 v + (\rho_s \beta_s \phi + (1 - \phi) \beta_f \rho_f) T \cdot g \quad (3)$$

✓ Equation d'énergie :

$$u \frac{\partial T}{\partial x} + v \frac{\partial T}{\partial y} = \alpha_{nf} \left[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right] \quad (4)$$

- ✓ Equation de courant:

$$\frac{\partial^2 \Psi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \Psi}{\partial y^2} = -\omega \quad (5)$$

$$\text{Où } \alpha_{nf} = \frac{k_{nf}}{(\rho \cdot c_p)_{nf}}$$

- ✓ La viscosité effective du fluide contenant une suspension diluée de petites particules sphériques rigides est donnée par Brinkman :

$$\mu_{nf} = \frac{\mu_f}{(1 - \phi)^{2.5}} \quad (6)$$

- ✓ La densité effective du nanofluides:

$$\rho_{nf} = (1 - \phi)\rho_f + \phi\rho_s \quad (7)$$

- ✓ La capacité thermique du nanofluides est donnée comme suit:

$$(\rho c_p)_{nf} = \phi(\rho c_p)_s + (1 - \phi)(\rho c_p)_f \quad (8)$$

- ✓ La conductivité thermique effective du nanofluides est déterminée par le modèle Maxwell-Garnetts :

$$\frac{k_{nf}}{k_f} = \frac{k_s + (n-1)k_f - (n-1)(k_f - k_s)\phi}{k_s + (n-1)k_f - (k_f - k_s)\phi} \quad (9)$$

- ✓ Les paramètres adimensionnels sont :

$$X = \frac{x}{H}; Y = \frac{y}{H}; \Omega = \frac{\omega H^2}{\alpha_f}; \Psi = \frac{\Psi}{\alpha_f}; V = \frac{vH}{\alpha_f}; \quad (10)$$

$$U = \frac{uH}{\alpha_f}; \theta = \frac{T - T_h}{T_c - T_h}$$

- ✓ Les équations peuvent être écrites en forme adimensionnelle ci-dessous:

$$\frac{\partial(U\Omega)}{\partial X} + \frac{\partial(V\Omega)}{\partial Y} = Gr.Pr^2 .A. \left[\cos(\phi) \frac{\partial\theta}{\partial X} - \sin(\phi) \frac{\partial\theta}{\partial Y} \right] + B.Pr. \left[\frac{\partial^2 \Omega}{\partial X^2} + \frac{\partial^2 \Omega}{\partial Y^2} \right] \quad (11)$$

$$\text{Où : } A = \frac{1}{\frac{(1-\phi) \cdot \rho_f}{\phi \cdot \rho_s} + 1} \cdot \frac{\beta_s}{\beta_f} + \frac{1}{\frac{\phi \cdot \rho_s}{(1-\phi) \cdot \rho_f} + 1}$$

$$B = \frac{1}{(1-\phi)^{2.5} \left[(1-\phi) + \phi \frac{\rho_s}{\rho_f} \right]}$$

$$U = \frac{\partial \psi}{\partial Y}; V = \frac{\partial \psi}{\partial X} \quad (12)$$

$$\frac{\partial}{\partial X} \left(\theta \cdot \frac{\partial \psi}{\partial Y} \right) - \frac{\partial}{\partial Y} \left(\theta \cdot \frac{\partial \psi}{\partial X} \right) = \frac{\alpha_{nf}}{\alpha_f} \left(\frac{\partial^2 \theta}{\partial X^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial Y^2} \right) \quad (13)$$

$$\frac{\partial^2 \psi}{\partial X^2} + \frac{\partial^2 \psi}{\partial Y^2} = -\Omega \quad (14)$$

✓ Les nombre de Rayleigh, Prandtl et de Grashof sont donnés respectivement :

$$Pr = \frac{\nu_f}{\alpha_f}; Ra = \frac{g\beta H^3 (T_h - T_c)}{\nu_f \alpha}; Gr = \frac{g\beta H^3 (T_h - T_c)}{\nu_f^2}$$

✓ Les conditions aux limites adimensionnelles sont écrites comme :

$$\left. \begin{array}{l} \text{Sur la paroi gauche :} \\ X = 0; \Psi = 0; \Omega = -\frac{\partial^2 \Psi}{\partial X^2}; \theta = 1 \\ \text{Sur la paroi droite :} \\ X = 1; \Psi = 0; \Omega = -\frac{\partial^2 \Psi}{\partial X^2}; \theta = 0 \\ \text{Sur les parois haut et bas:} \\ \Psi = 0; \Omega = -\frac{\partial^2 \Psi}{\partial Y^2}; \frac{\partial \theta}{\partial Y} = 0 \end{array} \right\} \quad (15)$$

✓ Le nombre de Nusselt peut s'exprimer ainsi :

$$Nu = \frac{hH}{k_f} \quad (16)$$

✓ Le coefficient de transfert de chaleur est donné par l'équation 17:

$$h = \frac{q_w}{T_h - T_c} \quad (17)$$

✓ La conductivité thermique est exprimée ainsi :

$$k_{nf} = \frac{q_w}{\frac{\partial T}{\partial x}} \quad (18)$$

✓ En substituant des eqs. (17), (18) et eq. (9) dans eq.(16), et à l'aide des paramètres adimensionnels, Le nombre de Nusselt est donné par l'équation ci-dessous:

$$Nu = -\left(\frac{k_{nf}}{k_f} \right) \cdot \frac{\partial \theta}{\partial X} \quad (19)$$

✓ Le nombre de Nusselt moyen est :

$$\overline{Nu} = \int_0^1 Nu(Y) \cdot dY \quad (20)$$

III. Méthode numérique

La procédure de discrétisation des équations directrices (équations (11), (13), (14)) et les conditions aux limites décrites par l'équation (15) ont été résolues numériquement en utilisant une technique de différence finie. Les équations de vorticité et d'énergie sont résolues en utilisant la méthode ADI (Alternating Direction Implicit) et l'équation de la fonction de courant est résolue par la méthode SOR (Successivement Over Relaxation) tandis que la différence au près est utilisée pour les termes convectifs. L'application ligne par ligne de la méthode TDMA (Tri-Diagonal Matrix Algorithm) [19] est appliquée aux équations de vorticité et d'énergie jusqu'à ce que la somme des r siduals devienne inférieure à 10^{-6} . L'algorithme développé a été implémenté dans le programme FORTRAN.

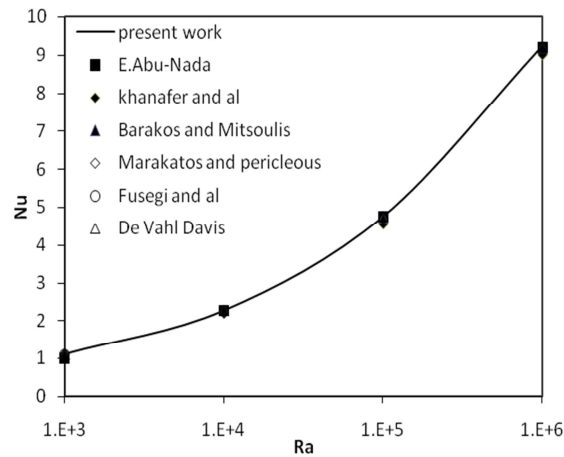


Figure 1 : Nombre de Nusselt moyen sur la paroi gauche à divers nombre de Ra et comparaison avec d'autres travaux publiés ($Ra = 105$, $Pr = 0,7$, $\Phi = 0^\circ$)

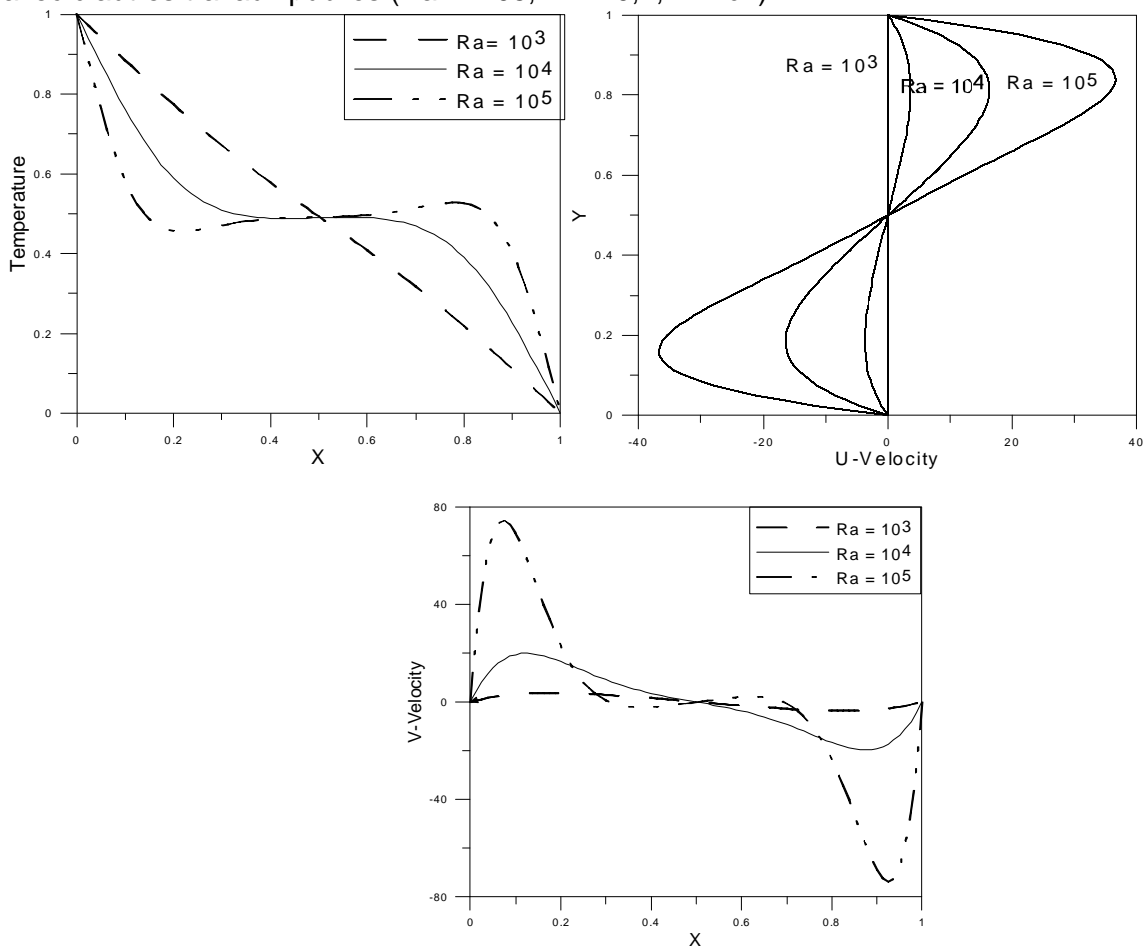


Figure 2 : température et profils de vitesse au milieu de la cavité pour $Pr = 6.2$ $\Phi = 0^\circ$

Afin de valider notre code de calcul, nous avons fait une comparaison avec les résultats précédents (figure1). Dans le cas d'une cavité carré horizontale sans nanofluides. De cette comparaison, nous voyons qu'il existe un accord qualitatif entre les résultats obtenus par notre code de calcul et ceux de travaux antérieurs, ce qui nous conforte dans le choix de nos modèles mathématiques et numériques.

Une fois le code de calcul a été validé, nous avons étudié l'influence des différents paramètres sur le transfert thermique. Les résultats seront donnés sous forme de lignes de courant, et isotherme Nusselt moyen comme une fonction de corrélation du nombre de Rayleigh entre $10^3 \leq Ra \leq 10^5$, pour différentes fractions volumiques de $0\% \leq \phi \leq 10\%$ et différents angles d'inclinaison $0^\circ \leq \phi \leq 60^\circ$. Les résultats sont présentés comme lignes de courant et d'isothermes, nombre de Nusselt, la température et les profils de vitesse.

Pour une cavité horizontale sans nanofluide on observe sur la figure 2 un schéma convectif pour $Ra = 10^4$ et $Ra = 10^5$ mais un schéma conducteur à $Ra = 10^3$.

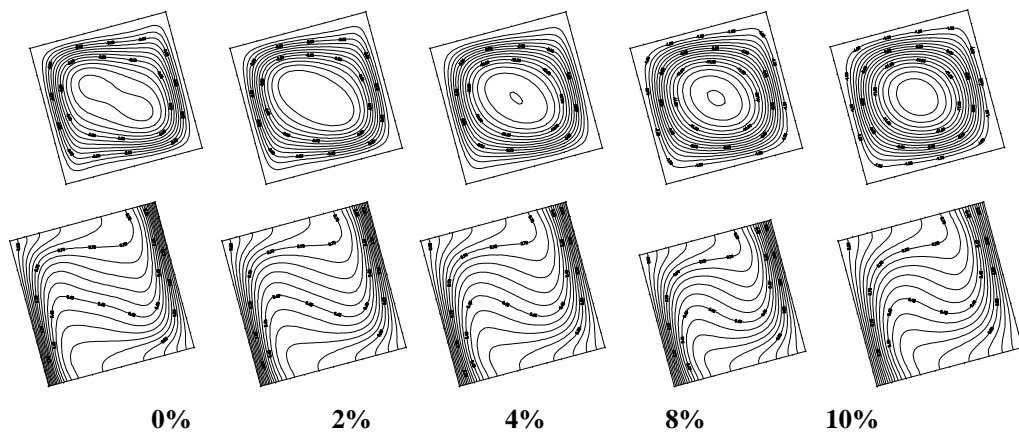


Figure 3: Les lignes de courant et les isothermes à diverses fractions ($Ra = 10^5$; $Pr = 6.2$; $\Phi = 15$)

Les figures 3 et 4 montrent la comparaison entre le nanofluide et le fluide pur à différentes inclinaisons et différents fractions volumiques. On observe que la forme de la cellule principale est sensible à l'angle d'inclinaison et à l'ajout de nanoparticules.

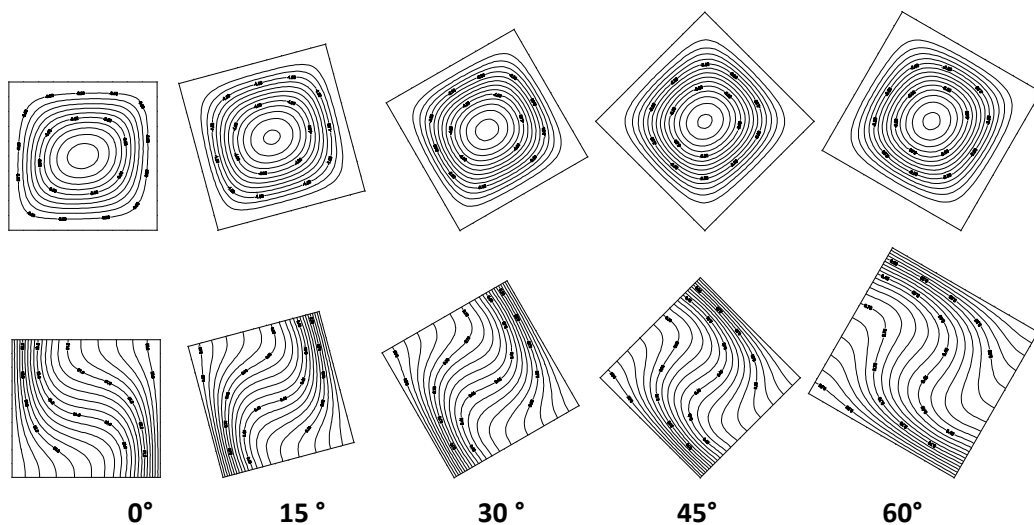


Figure 4: les lignes de courant et les isothermes à divers angles d'inclinaisons ($Ra = 10^4$; $Pr = 6.2$; $\phi = 10\%$)

VI. Conclusions

Dans ce travail, on a été démontré l'influence d'angle d'inclinaison ainsi la fraction volumique de nanoparticules dans une cavité carrée. Les résultats ont indiqué que l'ajout des nanoparticules d' Al_2O_3 une amélioration lors du transfert de chaleur par rapport du fluide pur. Le transfert de chaleur augmente avec l'augmentation de Rayleigh, mais l'effet de la concentration des nanoparticules sur le nombre de Nusselt est plus prononcé à faible nombre de Rayleigh qu'au nombre de Rayleigh élevé. L'angle d'inclinaison de la cavité est considéré comme un paramètre de contrôle du débit de fluide et de transfert de chaleur. Enfin, l'angle d'inclinaison est un bon paramètre de contrôle dans les deux cas d'une cavité remplie de fluide pur et nanofluide.

Références

- [1] A. Baïri, N. Laraqi, and J. M. García de María, "Numerical and experimental study of natural convection in tilted parallelepipedic cavities for large Rayleigh numbers," *Experimental Thermal and Fluid Science*, vol. 31, pp. 309-324, 2007.
- [2] Barakos, G. and Mitsoulis, E. [1994], *Natural Convection Flow in a Square Cavity Revisited: laminar and turbulent models with wall functions*, *International Journal for Numerical Methods in Fluid*, Vol. 18, pp 695-719.
- [3] E. Abu-Nada and H. F. Oztop, "Effects of inclination angle on natural convection in enclosures filled with Cu–water nanofluid," *International Journal of Heat and Fluid Flow*, vol. 30, pp. 669-678, 2009.
- [4] G. de Vahl Davis, "Natural convection of air in a square cavity: a bench mark numerical solution," *International Journal for numerical methods in fluids*, vol. 3, pp. 249-264, 1983.
- [5] K. Khanafer, K. Vafai, and M. Lightstone, "Buoyancy-driven heat transfer enhancement in a two-dimensional enclosure utilizing nanofluids," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 46, pp. 3639-3653, 2003.
- [6] M. Zaydan, N. Yadil, Z. Boulahia, A. Wakif, and R. Sehaqui, "Fourth-Order Compact Formulation for the Resolution of Heat Transfer in Natural Convection of Water-Cu Nanofluid in a Square Cavity with a Sinusoidal Boundary Thermal Condition," *World Journal of Nano Science and Engineering*, vol. 6, p. 70, 2016.
- [7] R. K. Tiwari and M. K. Das, "Heat transfer augmentation in a two-sided lid-driven differentially heated square cavity utilizing nanofluids," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 50, pp. 2002-2018, 2007.
- [8] S. Choi, "American society of mechanical engineers," *Developments and Applications of Non-Newtonian Flows FED*, vol. 231, pp. 99-105, 1995.
- [9] S. M. Elsherbiny, "Free convection in inclined air layers heated from above," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 39, pp. 3925-3930, 1996.

1. INTRODUCTION

Actuellement, le coût de l'énergie augmente et les besoins en énergie se multiplient avec la croissance de la population mondiale et les processus industriels, ce qui entraîne des problèmes de pollution de l'environnement dangereux et provoque le réchauffement climatique. De nombreux chercheurs tentent encore de maîtriser les différentes technologies d'énergies renouvelables, parmi lesquelles on trouve la digestion anaérobie qui permet de bénéficier d'une source d'énergie propre (biogaz) et d'un engrais riche. Ces deux avantages classent la digestion anaérobie comme une source appropriée pour les zones rurales éloignées. [1]

Il convient de noter que la plupart des digesteurs sont chauffés par des sources d'énergie conventionnelles, ce qui rend leur utilisation coûteuse.

Dans le travail de Young et al. [2], la paroi extérieure du digesteur a été enroulée avec un matériau de chauffage électrique. Les essais expérimentaux effectués par [3], le traitement hydrothermal a été réalisé dans un digesteur en acier inoxydable qui a été chauffé électriquement. Un bain thermostatique a été utilisé pendant la procédure de chauffage de quatre réacteurs anaérobies utilisés dans les essais réalisés [4]. Afin de rester dans la gamme mésophile, la chaleur nécessaire a été fournie par une résistance électrique de 15 m. [5]

Pour améliorer le rendement et réduire le coût de ses digesteurs, plusieurs chercheurs ont développé des modèles de transfert de chaleur de digesteurs anaérobies chauffés par des moyens passifs tels que l'énergie solaire. Parmi ces chercheurs, Fleming (2002a, b) [6], Axaopoulos et al. (2001) [7], Kumar et al. (1988) [8], et Sodha et al. (1989) [9] ont modélisé le transfert de chaleur de digesteurs anaérobies avec des systèmes de chauffage passifs, mais certains de ces modèles manquent de validation expérimentale.

Ce travail repose sur l'utilisation de l'énergie solaire pour le réchauffement du digesteur via un capteur solaire double vitrage couplé au digesteur. L'étude théorique et expérimentale nous a permis d'avoir des résultats très encourageants avec la réalisation d'un digesteur solaire d'une capacité de 200 litres. L'expérimentation consiste à diriger le digesteur plein sud avec une inclinaison de $27,88^\circ$ pour une réception maximale des rayons solaires. Le digesteur est rempli par les boues provenant de la station d'épuration par lagunage naturelle; le substrat est homogénéisé par agitation manuelle.

Le suivi de l'évaluation énergétique interne du digesteur est assuré par des thermocouples installés à l'intérieur du digesteur figure 1. Le autre suivi de la digestion anaérobie (méthanisation) est élaboré par différentes analyses physico-chimiques, ainsi que celle de la production du biogaz. L'objectif de cette recherche est de déterminer la performance du digesteur.

II. Matériels et méthodes

On suppose pour l'étude théorique que :

La température de chaque élément du digesteur est uniforme.

La quantité de rayonnement solaire absorbée par le vitrage est négligée.

Le cylindre est comparé à un parallélépipède.

L'échange thermique entre les couches de substrat se fait uniquement par conduction.

Le transfert de chaleur par convection est en mode laminaire.

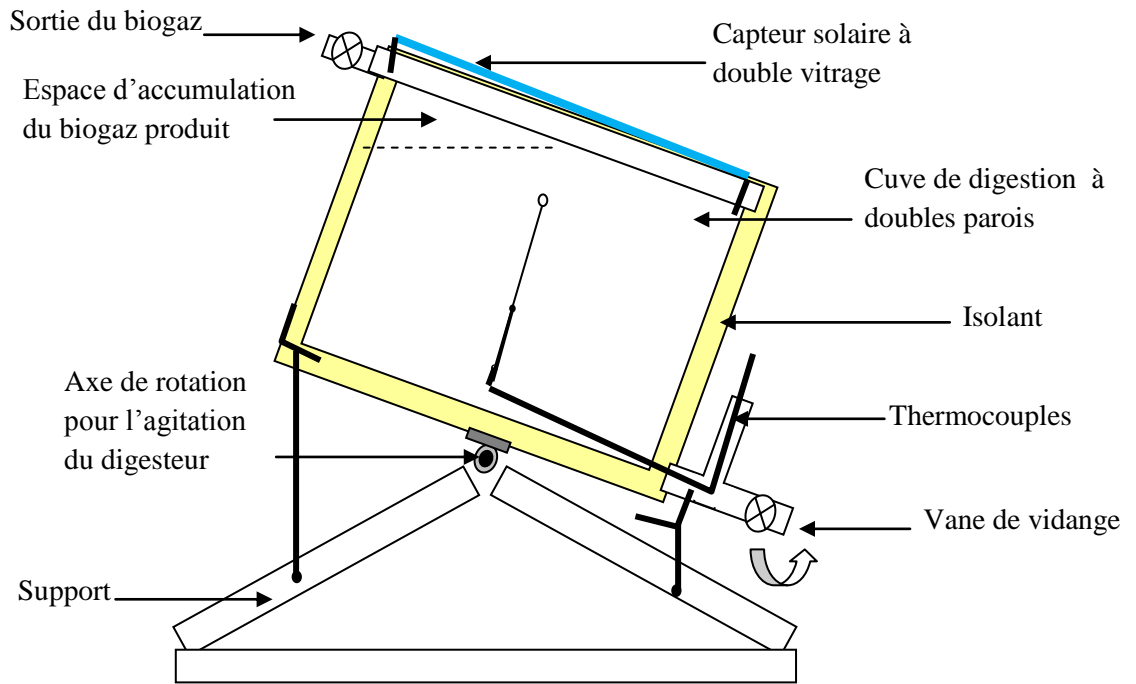


Figure.1 : Schéma du digesteur menu d'un capteur solaire à double vitrage

La figure 1 présente le schéma analytique du digesteur, la courbe de la figure 2 présente l'évolution théorique de la température ambiante, l'allure de la température interne du capteur, ainsi que celle des températures à l'intérieur du digesteur où on remarque qu'il y a un stockage de la chaleur à l'intérieur du digesteur.

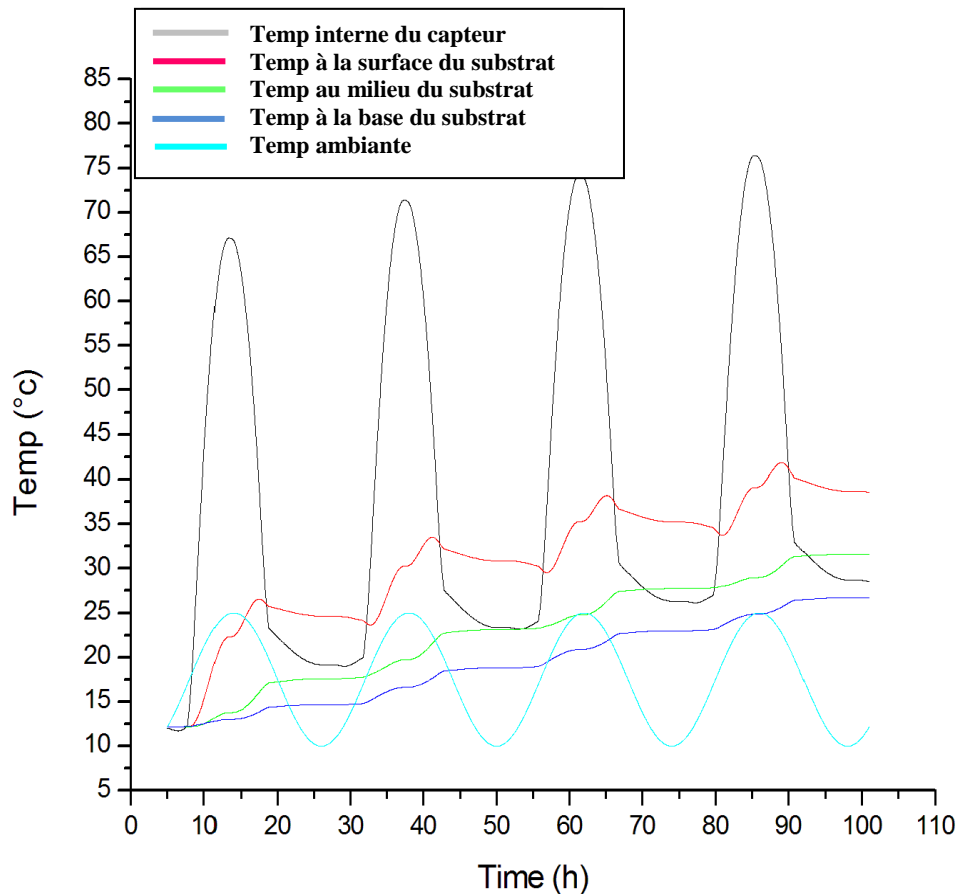


Figure. 2 : Evolution des températures théoriques du système

II.1. Description du prototype:

Le digesteur est composé d'un réservoir cylindrique à double paroi séparées par un isolant en laine de verre de 5 cm d'épaisseur.

La capacité du réservoir est 200 litres. Le digesteur est équipé d'un capteur solaire intégré de 120 cm de longueur et 30 cm de largeur. Il est équipé de deux vannes, la première en haut, pour récupérer le biogaz, la seconde vanne se trouve en bas du digesteur. Elle sert pour l'alimentation et le vidange du digesteur, l'échantillonnage pour les différentes analyses et sortie des thermocouples afin de contrôler les températures à différents niveaux à l'intérieur du digesteur. Le premier thermocouple est placé à la base du substrat, le deuxième au milieu et le troisième à la surface du substrat. figure.3.

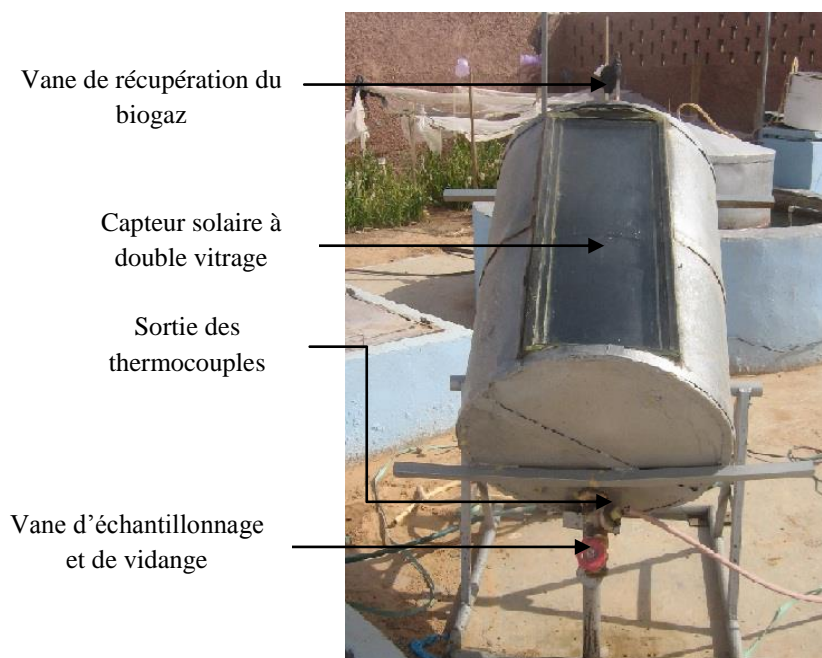


Figure. 3 : Photo du digesteur solaire type batch opérationnel

II.2. Dispositif expérimental

Le digesteur est rempli au trois quarts (3/4) de son volume, (soit 150 litres) par la boue (diluée à 80%) de la station d'épuration par lagunage naturel et laissant digérer.

L'évolution de la température à l'intérieur du digesteur est assurée par trois thermocouples type K, fixés au milieu et à trois niveaux différents (base, milieu et surface) voir figure 1. Le suivi de la méthanisation est élaboré par les différentes analyses physico-chimiques.

Les caractéristiques de la boue utilisée sont regroupées dans le tableau 1.

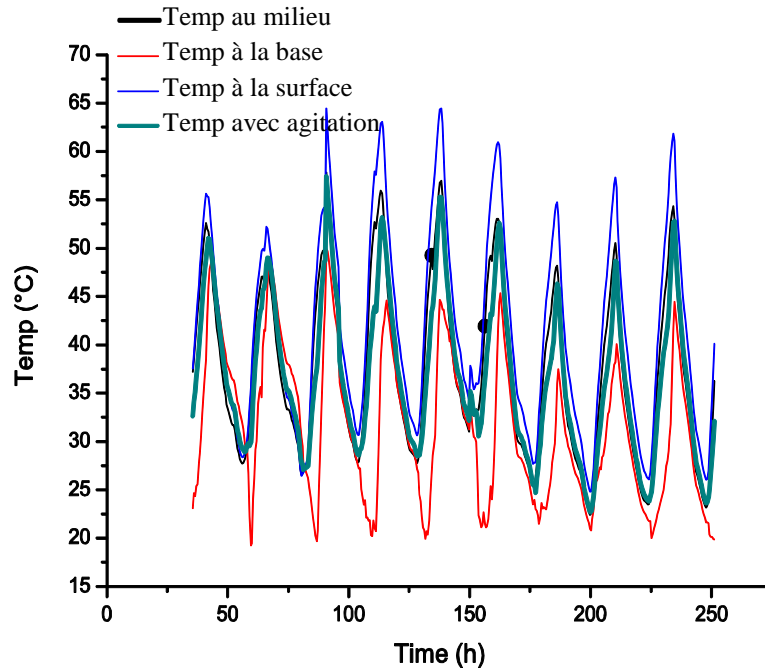
Tableau n°1 : Caractéristiques de la boue brute

Paramètres	Concentration
Ph	6.60
Matière organique (MO%)	50
DCO (mg O ₂ /l)	3466
DBO ₅ (mg O ₂ /l)	2100

Le pH, la DCO, la DBO₅, la MO et le volume du biogaz produit ont été mesurés pour distinguer l'influence de l'énergie apportée par le capteur solaire à double vitrage sur le déroulement de la méthanisation.

III. Résultats et discussion :

La figure 4 présente l'évolution des températures à l'intérieur du digesteur. On remarque que les deux courbes de températures à la surface et au milieu sont en général supérieures à 25°C, celle de la base est inférieure quelque fois à 20°C, ce qui peut influencer sur la méthanisation, mais puisque la durée de cette température est courte (environ 4 heures) par rapport à la durée où la température est supérieure à 25°C (environ 20 heures), donc on a va obtenir une méthanisation optimale durant le 7/8 de la journée que l'on considère un très bon rendement. Surtout que notre digesteur fonctionne par énergie solaire qui est une énergie renouvelable sans l'intervention d'aucune énergie conventionnelle.



**Figure. 4: Courbe des températures à l'intérieur du digesteur
Mois de février**

Le suivi du pH est très important durant la digestion anaérobie car les milieux acides ou basiques altèrent l'équilibre chimique des réactions enzymatiques. La figure 5 présente la variation du pH au cours de la digestion anaérobie de la boue étudiée, où on remarque une forte baisse du pH pendant les cinq premiers jours, cette variation est due à la solubilisation de la matière organique contenue dans la boue par les bactéries hydrolytiques qui engendrent une acidification du milieu. A partir du 6^{ème} jour, jusqu'au 13^{ème} jour, on assiste à une augmentation du pH, c'est l'étape acidogénèse. Au-delà du 13^{ème} jour, la phase méthanogénèse débute pour former du méthane et du dioxyde de carbone.

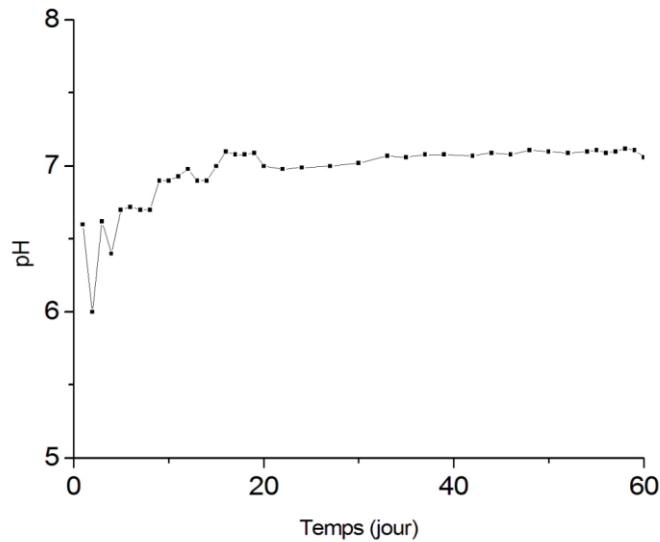


Figure. 5: évolution du pH durant la digestion anaérobie

La demande chimique en oxygène est présentée par la figure 6. L'augmentation de la concentration de la DCO durant les premiers jours est due en particulier à la production des acides gras volatiles (AGV) durant la phase acidogénèse et qui peuvent constituer jusqu'à 95 % du carbone organique total [10]. A partir du 27^{ème} jour, on enregistre une diminution de la DCO due à la production de biogaz durant la phase méthanogénèse. La diminution de la DCO continue jusqu'à la fin de la méthanisation conduisant à la diminution du volume de biogaz produit, durant 60 jours de méthanisation, la valeur de la DCO dégradée est égale à 4900 mgO₂/l, ce qui correspond à un taux de dégradation de 81%.

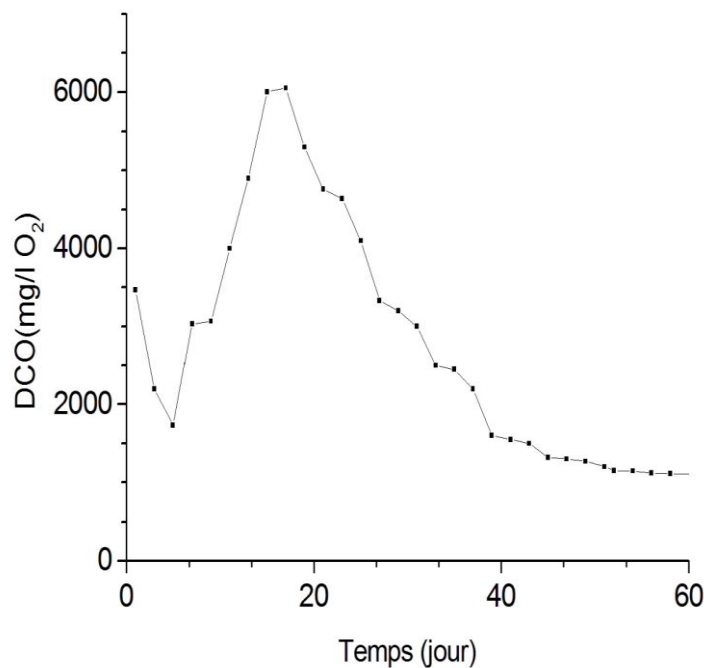


Figure. 6 : L'évolution de la DCO durant la digestion anaérobie

Les AGV sont des produits intermédiaires dont les concentrations reflètent la stabilité du processus de la digestion anaérobie. Les fortes concentrations en AGV peuvent entraîner une baisse de la production de méthane [11] ; [12].

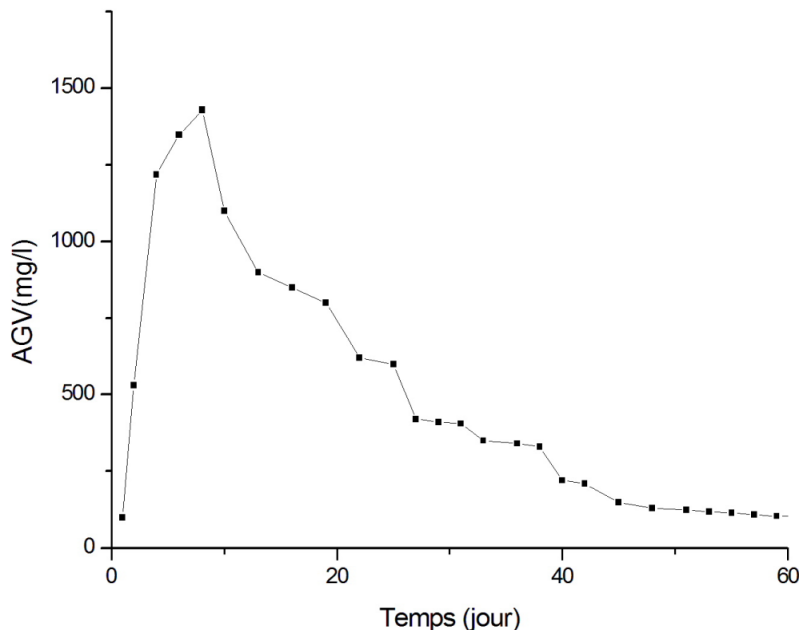


Figure. 7 : Evolution des AGV durant la digestion anaérobie.

La figure 7 présente l'évolution des AGV en fonction du temps. On remarque une augmentation rapide de la concentration des AGV durant les huit (8) premiers jours pour atteindre une valeur maximale de 1400 mg/l (phase acidogénèse), à partir du 8ème jour la concentration en AGV diminue, cette diminution indique le début de la phase méthanogénèse où les AGV sont transformés en biogaz. A la fin de l'expérience, on enregistre une valeur minimale de 110 mg/l.

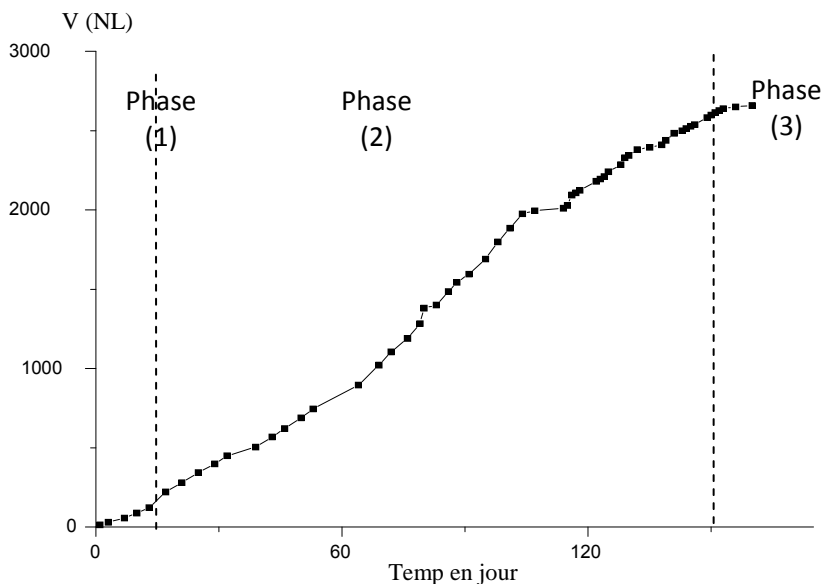


Figure. 8 : Variation du volume cumulé de biogaz en fonction du temps

Le volume total de biogaz produit est de 6661 NL, ce qui correspond à un rendement de 370 NL de biogaz/Kg de M.O, sachant que le rendement en biogaz des déchets organiques dans les conditions optimales varie entre 350 et 650 L/Kg de M.O [13]. Cet écart de rendement peut être dû d'une part à l'instabilité de la température à l'intérieur du digesteur et d'autre part à la dégradation

incomplète de la matière organique, sans oublier les défauts de fabrication du digesteur. Le pourcentage en méthane mesuré par la méthode d'ERGUDER [14] correspond à 55%.

IV. CONCLUSION

D'après les résultats obtenus de ce travail, nous pourrions dire que l'utilisation de l'énergie solaire au moyen d'un capteur solaire à double vitrage incorporé dans le digesteur a donné un bon rendement de la méthanisation. Nous avons obtenu un intervalle de température mésophile favorable à une bonne méthanisation pendant la plus grande partie de la journée.

Le rendement du digesteur solaire pourrait être amélioré, si l'on pouvait introduire un moyen d'agitation pour l'homogénéisation du substrat et par conséquent sa température interne.

La modélisation, la similitude et l'expérimentation nous ont permis de réaliser un digesteur solaire patch à un prix très bas ne dépassant pas les 500 £.

En outre, Il contribue à la résolution de plusieurs problèmes d'énergie, problèmes économiques et environnementaux par l'utilisation de l'énergie solaire qui est une énergie renouvelable au lieu de l'énergie électrique ou tout autre type d'énergie conventionnelle. La protection de l'environnement par la présence d'une boue traitée qui peut être jetée dans la nature sans danger ou l'utiliser comme engrais dans l'agriculture.

Reference bibliographique :

- [1] Preston, T.R., Rodríguez, L., Low-cost biodigesters at the epicenter of ecological farming systems. Proceedings Biodigester Workshop, March 2002.
- [2] Song, Y. C., Kwon, S. J. and Woo, J. H. (2004). Mesophilic and thermophilic temperature co-phase anaerobic digestion compared with single-stage mesophilic- and thermophilic digestion of sewage sludge. *Wat. Res.*, 38, 1653-1662.
- [3] Chunxing Li, Guangyi Zhang, Zhikai Zhang, Dachao Ma, Liangjie Wang, Guangwen Xu Hydrothermal pretreatment for biogas production from anaerobic digestion of antibiotic mycelial residue. *Chemical Engineering Journal* Volume 279, 1 November 2015, Pages 530–537.
- [4] V Riau, MÁ De la Rubia, M Pérez. Temperature-phased anaerobic digestion (TPAD) to obtain class A biosolids: A semi-continuous study. *Bioresource technology* 101 (8), 2706-2712.
- [5] Vincenzo Riggio, Elena Comino, Maurizio Rosso - Energy production from anaerobic co-digestion processing of cow slurry, olive pomace and apple pulp. Volume 83, November 2015, Pages 1043–1049.
- [6] Fleming, J.G., 2002a. Novel simulation of anaerobic digestion using computational fluid dynamics. PhD Dissertation. North Carolina State University, Raleigh, NC.
- [7] Axaopoulos, P., Panagakis, P., Tsavdaris, A., Georgakakis, D., 2001. Simulation and experimental performance of a solar-heated anaerobic digester. *Sol. Energy* 70, 155–164.
- [8] Kumar, A., Dayal, M., Goyal, I.C., Sodha, M.S., 1988. Solar assisted biogas plants II: energy balance of floating drum type biogas plants. *Int. J. Energy Res.* 12, 253 –
- [9] Sodha, M.S., Goyal, I.C., Kishor, J., Jayashankar, B.C., Dayal, M., 1989. Solar assisted biogas plants IV A: experimental validation of a numerical model for slurry temperature in a glazed fixed-dome biogas plant. *Int. J. Energy Res.* 13, 621–625.
- [10] HARMSEN J., Identification of organic compounds in leachate from a waste tip. 1983. *Wat. Res.*, 17, 699-705.
- [11] Gourdon R., Vermande P.. Effects of propionic acid concentration on anaerobic digestion of pig manure. *Biomass London* ,1987. 13 (1): 1-12.
- [12] Ahring B, Westerman P. Product inhibition of butyrate metabolism by acetate and hydrogen in a thermophilic coculture, (1988). *Applied and Environmental Microbiology* 54 (10): 2393-1397.
- [13] Antoine friend assouh, Jose squares and al. “Institute of the energy and the environment of French-speaking world (IEPF) 2005. BIOMASS ENERGY GUIDE” 2nd Edition.
- [14] Erguder TH, Guven E, Demirer GN. Anaerobic treatment of olive mill wastes in batch reactors. *Process Biochemistry* 2000; 36(3): 443-8.

Thème 4: Matériaux bio-sourcés/ Eco-matériaux



" Optimisation des propriétés mécaniques d'une structure sandwich à base de fibres de lin"

"ESSID Safa "¹,

"BIZET Laurent"¹,

"SAOUAB Abdelghani"¹

¹ " Université du Havre Normandie, Laboratoire Ondes et Milieux Complexes, FRANCE,
safa.essid@univ-lehavre.fr, laurent.bizet@univ-lehavre.fr, abdelghani.saouab@univ-lehavre.fr "

Résumé :

Les éco-composites constituent une alternative intéressante à certains types de matériaux classiques, tout en répondant aux exigences réglementaires, aux contraintes écologiques et en donnant des propriétés mécaniques spécifiques intéressantes. Les matériaux éco-composites peuvent être utilisés pour former des panneaux sandwich. L'objectif de cette étude est de se doter de moyens pour l'optimisation de la conception de ces structures à travers ses constituants : les peaux et l'âme. Il s'agit à travers ce travail de valoriser les produits de la tige de lin d'une part l'utilisation des fibres de lin en guise de renfort pour les peaux, imprégnées de résine thermodurcissable semi-biosourcée et, d'autre part, l'exploitation des anas de lin pour la réalisation de l'âme. Ce travail s'appuie sur une démarche expérimentale, reliant les matières premières, les procédés de mise en œuvre et les propriétés mécaniques recherchées. Il s'ensuit une caractérisation mécanique d'un nouveau matériau d'âme.

Mots clés : Eco-composites, Structure Sandwich, Fibres de lin, Anas de lin, Optimisation de conception, Propriétés mécaniques

1. Introduction

Le développement de nouveaux matériaux comme une alternative aux matériaux en voie d'épuisement et aux matériaux synthétiques, potentiellement dangereux pour la santé humaine et environnementale, est indispensable [1]. Les matériaux composites renforcés de fibres végétales (lin, chanvre, etc.) constituent un potentiel intéressant pour la protection de l'environnement [2], l'exploitation des ressources locales en Europe et notamment en France [3] et le développement de l'économie régionale [4]. De plus, certaines fibres végétales telles que le lin, possèdent des propriétés spécifiques comparables à celles des fibres synthétiques telles que les fibres de verre [5-6]. Néanmoins, la valorisation de la plante entière du lin se réduit essentiellement à l'exploitation des fibres, pour la fabrication des structures utilisées dans diverses applications notamment le transport [7]. A part les fibres de lin, les coproduits de cette plante, notamment les anas de lin, très peu valorisés dans l'industrie mécanique, constituent un choix possible pour le développement durable [8-9].

L'objectif de cette étude purement expérimentale est d'optimiser la conception de structures sandwich à travers l'optimisation de ses constituants, dont les peaux sont à base de résine GreenPoxy56 biosourcée renforcée par des fibres de lin unidirectionnelles et dont l'âme est à base d'anas de lin. Ces structures doivent répondre à des propriétés mécaniques spécifiques, adaptées à des applications bien définies.

2. Matériaux et méthodes

1. Matières premières

Les renforts employés dans cette étude sont des fibres et des anas de lin (*linum usitatissimum*) cultivé en Normandie. Les fibres de lin utilisées pour les peaux se présentent sous la forme d'un voile unidirectionnel fourni par Depestele (France) avec un grammage de 200g/m². Les anas de lin (Paillis de Lin, Depestele), coproduits issus du teillage du lin, sont employés pour les âmes. Ils présentent une longueur comprise entre 5 et 24 mm et une densité déterminée par pycnométrie de 148 kg/m³.

La résine époxyde utilisée, Greenpoxy56 (Sicom, France), contient jusqu'à 56% de matière biosourcée d'origine végétale.

2. Procédés de mise en œuvre des matériaux

L'optimisation des propriétés mécaniques d'une structure sandwich nécessite l'optimisation de ses constituants : les peaux et l'âme.

1. Peaux en composite

Une série de peaux en fibres de lin-Greenpoxy56 ont été élaborées par infusion. Les UD sont d'abord étuvés à 90°C pendant 3 heures. Ensuite, quatre plis sont superposés sur un moule préalablement ciré et recouverts d'un tissu d'arrachage, d'un drainant et d'une bâche à vide. La résine GreenPoxy56 est utilisée avec le catalyseur SD8822, approprié au procédé d'infusion en termes de fluidité et de temps de réticulation. L'infusion se fait rapidement pour éviter l'absorption d'eau par les fibres de lin [10] à 0,5 bars. Cette dépression est maintenue jusqu'à la polymérisation de la résine. Le démoulage se fait après 24 heures. Les éprouvettes découpées sont post-cuites à 60°C pendant 4 heures. Des mesures de masse à l'air et dans l'eau des éprouvettes ont été effectuées, afin de déterminer la densité du composite, le taux volumique des fibres et de porosité. Les résultats trouvés sont résumés dans le tableau 1.

d_c	V_f	V_p
1,157	29 %	6%

Tableau 1. La densité et le taux volumique des différents constituants des peaux composite fabriquées

2. Panneaux agglomérés

Deux techniques d'élaboration d'âmes ont été développées : le moulage et la thermocompression.

Les panneaux élaborés par moulage sont obtenus à partir d'un mélange anas-résine greenpoxy56 catalysée par le SD8822. Les taux volumiques des anas et de la résine sont variés par rapport au volume du moule dans le but de trouver le bon compromis entre une bonne adhésion des anas de lin et une légèreté des panneaux fabriqués. Le moulage des constituants et le remplissage du moule se fait manuellement. La fermeture du moule assure un certain compactage et le moule est maintenu vertical pour éviter la différence au niveau de l'état des surfaces supérieure et inférieure.

L'intérêt d'utiliser la thermocompression pour la fabrication des âmes est de réduire davantage le taux volumique de la résine par rapport au volume total du moule. Des pourcentages en volume de 90% et 95% d'anas pour respectivement 10% et 5% de résine ont été testés. Les anas et la résine avec catalyseur sont mélangés manuellement. L'ensemble est déposé dans le moule, puis la presse comprime le moule afin d'avoir une épaisseur de matériau égale à 10 mm. La fermeture du moule entraîne une compaction importante du matériau de l'ordre de 1,6 MPa. Cette pression finit par s'annuler après 1 minute de chauffage à 90°C. Le maintien du chauffage à 90°C dure 10 minutes, puis le refroidissement est effectué jusqu'à température ambiante en moins de 8 minutes.

3. Essais mécaniques des matériaux composites fabriqués

Les éprouvettes des peaux en fibres de lin et des âmes en anas ont été testées en traction et en compression dans des conditions normales de température et d'humidité (~20°C, ~50% HR).

1. Comportement en traction des stratifiés et de la résine

Les peaux composite à fibres de lin ainsi qu'une plaque en Grennpoxy56 sont découpées en éprouvettes de forme rectangulaire et de dimensions 250*25*2 mm, selon la norme AFNOR NF EN ISO 527. La découpe des stratifiés a été réalisée dans différentes orientations des fibres 0°, 45° et 90° par rapport à la direction de la traction afin de déterminer les modules d'élasticité longitudinal et transversal et le module de cisaillement. Après découpe, les éprouvettes ont été séchées dans une étuve à une température de 60°C pendant 4 heures. Au moins 5 essais de traction par type d'éprouvette sont réalisés sur une machine INSTRON modèle 5867 équipée d'un capteur d'effort de 30KN et d'un extensomètre longitudinal, à une vitesse de 1mm/min.

2. Comportement en compression des panneaux agglomérés

Des essais de compression à la fois sur les anas de lin en vrac, pour avoir une idée sur leur compressibilité et sur des blocs prélevés des panneaux de particules fabriqués, vu leur utilisation en tant qu'âme pour les structures sandwich à fabriquer, sont entrepris. En effet, l'âme d'un sandwich est fortement sollicitée en compression lors du transfert de charge d'une peau à l'autre. Pour cela, des blocs de 50*50*30 mm³ contenant uniquement des particules d'anas de lin et des blocs de section 50*50mm² prélevés des panneaux agglomérés par moulage et par thermocompression sont comprimés selon la norme ASTM C365 sur la machine INSTRON 5867, à une vitesse égale à 0,25mm/min.

3. Résultats et discussion

1. Comportement en traction de la résine et des peaux en composites

La courbe contrainte-déformation présentée en figure 1 représentative de l'ensemble des courbes obtenues pour les éprouvettes en greenpoxy56, montre un comportement élastique avec un module d'élasticité de 3580MPa, avant de se rompre brutalement pour une faible déformation de 1,26%. Ce type de comportement traduit la structure tridimensionnelle fortement réticulée de la résine, qui empêche toute déformation.

Le renforcement de la greenpoxy56 par des fibres de lin unidirectionnelles reste élastique pour les orientations de fibres à 90° ou à 45° par rapport à la direction de traction. Néanmoins, l'analyse de courbe contrainte-déformation présentée sur la même figure met en évidence l'augmentation du module d'élasticité de 23% et la baisse de la contrainte et de la déformation à la rupture. Cette baisse des propriétés à la rupture est due à cause d'une gêne à la réticulation : En effet, la migration des composants non-cellulosiques issus des fibres naturelles vers les fonctions époxy et les fonctions amines du catalyseur gêne la réticulation de la résine [11]. En plus, l'absorption du catalyseur par les fibres naturelles provoque une diminution de sa concentration, ce qui affecte la réticulation [12].

Les éprouvettes d'orientation des fibres égale à 45° par rapport à la direction de traction permettent de déterminer le module en cisaillement G_{12} à travers la pente de la courbe contrainte-déformation en cisaillement présentée en figure 2. Le module déterminé vaut 11GPa [13].

Les courbes contrainte-déformation des éprouvettes UD-0°, présentées figure 2, mettent en évidence une certaine hétérogénéité du matériau vu la dispersion des résultats au niveau de la contrainte à la rupture mais l'écart-type reste raisonnable (7,1%). Ces courbes de traction présentent trois zones différentes :

- une première zone élastique linéaire très courte, qui correspond à une réorganisation des fibrilles de cellulose. Cette zone permet de déterminer le module apparent d'élasticité.
- une non-linéarité de la courbe accompagnée d'une chute du module d'élasticité. Ceci correspond à une déformation élasto-visco-plastique des fibres unitaires de lin et plus précisément de la couche S2 de la paroi secondaire [14].
- une reprise de la linéarité jusqu'à la rupture.

Tenant compte de la présence de deux zones linéaires, certains auteurs proposent de considérer la pente de la deuxième zone comme le module d'élasticité réel, en considérant que celle-ci correspond plus à la gamme de travail du matériau composite [15]. Néanmoins, Poilane et al. ont montré que le module apparent d'élasticité déterminé à partir de la première zone est plutôt celui qui correspond au module réel du matériau [14]. En ce qui concerne cette étude, le module de Young est déterminé à partir de la première zone linéaire des courbes, et vaut 17,8 GPa. Les résultats trouvés en traction sont résumés dans le tableau 2.

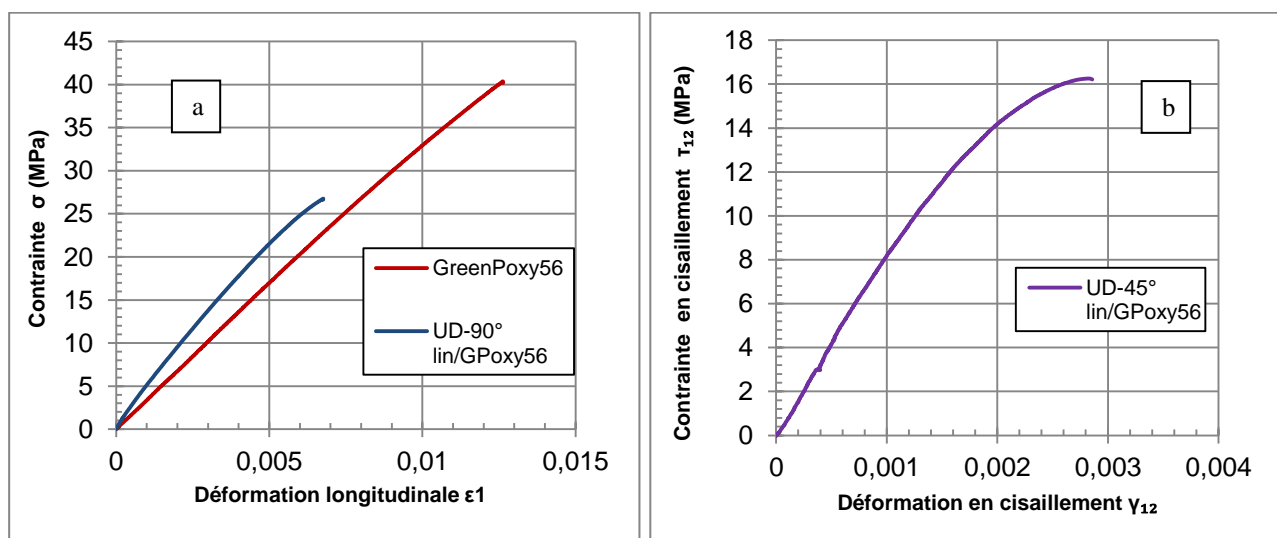


Figure 1. Comportement en traction de la résine GreenPoxy56 et des composites lin/GPoxy56 dans la direction 90°(a) et la direction 45° (b)

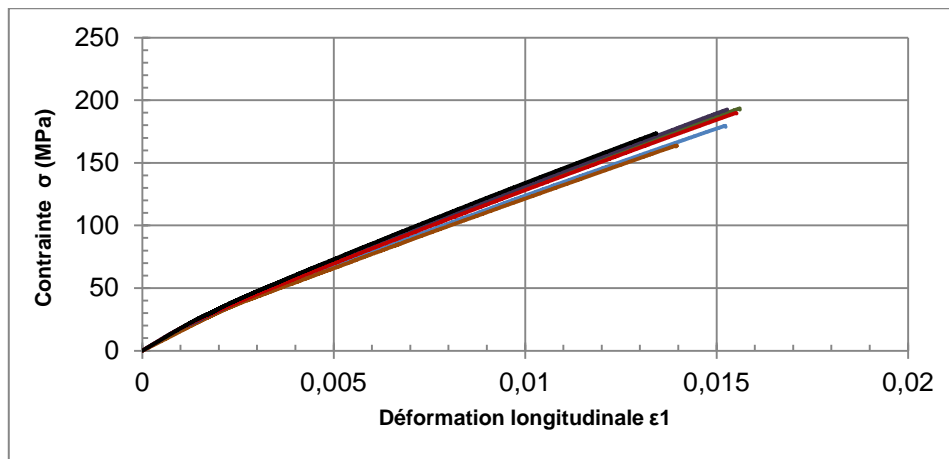


Figure 2. Comportement en traction du composite lin/GPoxy56 dans la direction 0°

Type des éprouvettes	Vf %	E (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r %
GreenPoxy56	-	3580±212	35±4	1,1±0,2
lin/Gpoxy56 UD-90°	29	4242±245	25±1	0,8±0,1
lin/Gpoxy56 UD-0°	29	17807±1476	179±14	1,4±0,1

Tableau 2. Les propriétés élastiques et à la rupture de la résine et des composites lin/GreenPoxy56 à 0° et 90°

2. Comportement en compression des anas de lin et des âmes

L'analyse de la courbe contrainte-déformation en compression des anas de lin en vrac non broyés présentée en figure 3a, montre leur grande compressibilité : Une pression de l'ordre de 1,1 MPa entraîne une déformation de l'ordre de 50% du volume initial. On constate également une rigidification progressive de l'échantillon traduite par une élévation régulière de l'inclinaison de la courbe.

L'analyse de la courbe contrainte-déformation des panneaux agglomérés par thermocompression présentée en figure 3b, met en évidence trois zones :

- i. une zone linéaire de module de compression si faible que les contraintes sont proches à zéro.
- ii. après un taux de déformation d'environ 2,5% relativement important par rapport au faible taux de contrainte, la courbe atteint sa limite élastique. Le volume d'air entre les couches diminue et le contact entre particules-particules augmente.
- iii. une évolution quasi-linéaire avec une élévation importante du module de compression d'environ 120 MPa. A ce stade, la compression est exercée directement sur chacune des particules. Il s'ensuit une diminution du volume de lumen. L'élévation davantage de la contrainte de compression provoque la disparition de lumen, et la compression est appliquée directement sur les composantes de paroi cellulaire.

Les allures des courbes d'anas seuls et des panneaux agglomérés par thermocompression sont presque identiques. La différence est principalement au niveau du taux de déformation du volume total : Une pression de 1,1 MPa n'entraîne qu'une déformation de l'ordre de 3% du volume initial du panneau (contre 50% pour les anas seuls). Cette différence de déformation est due à la modification de la structure des anas de lin au moment de la fabrication par thermocompression, et indépendamment de la résine ajoutée aux anas de lin. En effet, lors de la descente du plateau supérieur du moule, le volume du mélange anas et résine diminue. Arrivant à sa position finale, qui correspond à l'épaisseur de panneau voulue, une compression non-uniforme s'exerce sur les différentes couches de l'ébauche, causée par le déclenchement du chauffage et les changements

de la teneur en humidité résultants dans les couches supérieures. A ce stade, il n'y a pas de changement significatif dans les couches du centre, les particules glissent les unes sur les autres. En revanche, les couches supérieures de l'ébauche commencent à se densifier [16-17]. Après une dizaine de secondes, la pression exercée sur l'ébauche diminue jusqu'à s'annuler. Au fur et à mesure, la température de chauffage augmente de quelques degrés au-dessus de 90°C. Ceci entraîne d'une part la relaxation des couches supérieures de l'ébauche, et d'autre part la migration de vapeur d'eau du centre vers la couche extérieure de l'ébauche et la densification des couches du centre. Le lancement du refroidissement directement après le chauffage, gêne le retour élastique de toute la structure et accélère la polymérisation de la résine, d'où l'obtention des panneaux agglomérés denses.

La courbe contrainte-déformation des panneaux agglomérés par moulage présentée en figure 4, met en évidence un comportement plutôt analogue à celui des mousses et qui se manifeste par la présence de trois stades [18] :

- i. une zone élastique linéaire, donnant le module de compression, qui évolue jusqu'à une valeur seuil correspondante à la contrainte à la rupture.
- ii. une stabilisation de la contrainte, pendant un certain intervalle de déformation, dont la valeur moyenne correspondait à une contrainte plateau. Durant ces deux stades, le bloc testé s'écrase progressivement, la porosité des anas diminue et la masse volumique augmente.
- iii. une rigidification de l'échantillon traduite par l'augmentation régulière de la pente connue dans les mousses comme la densification. Les anas de lin tendent à se réarranger en s'imbriquant et s'empilant les uns sur les autres. Puis le frottement induit que les anas se bloquent, d'où le raidissement global de la structure.

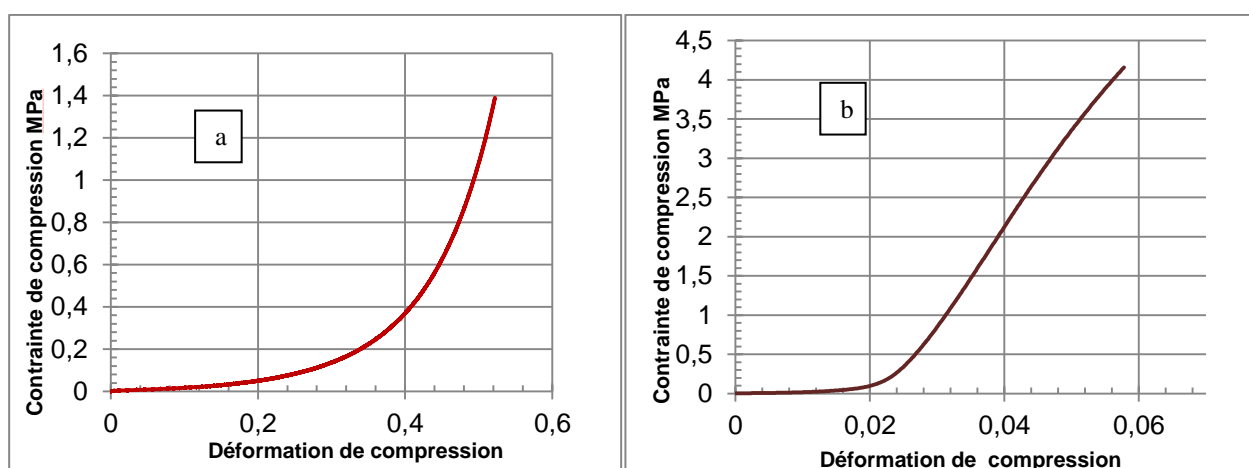


Figure 3. Comportement en compression des anas seules (a) et des panneaux agglomérés par thermocompression (b)

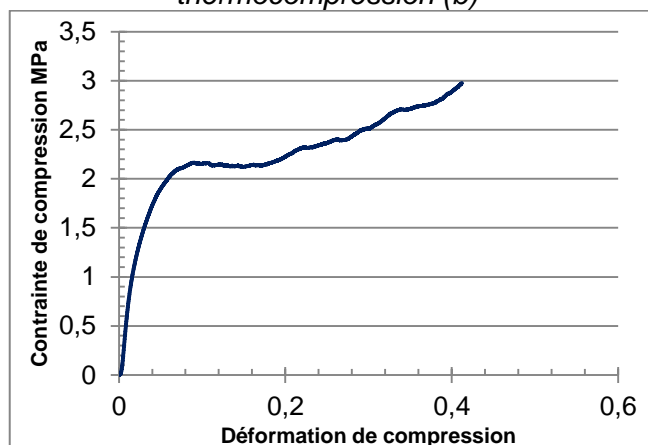


Figure 4. Comportement en compression des panneaux agglomérés par moulage

3. Approche structure sandwich

L'optimisation de la conception des structures sandwich requiert l'optimisation de ses constituants : les peaux et l'âme. Pour cela, les travaux présentés dans cette étude sont consacrés à l'amélioration des procédés d'obtention que ce soit des peaux composites et des âmes et à les caractériser mécaniquement. En effet, Les peaux doivent être suffisamment rigides pour bien reprendre les efforts de flexion, tandis que l'âme doit supporter les efforts de compression transverse et de cisaillement. Ce travail expérimental servira à une approche analytique dédiée à une optimisation globale des sandwichs.

4. Conclusion

Les travaux présentés dans cet article s'inscrivent dans le cadre de l'optimisation de la conception des structures sandwich à base de résine thermodurcissable partiellement bio-sourcée, renforcée des fibres de lin unidirectionnelles pour les peaux et des anas de lin, matériau non valorisé dans l'industrie mécanique, pour l'âme. L'optimisation d'une telle structure passe d'abord par l'optimisation de ses constituants : les peaux et l'âme, qui doivent répondre à des propriétés mécaniques adaptées, selon les applications. Le travail de cet article est divisé en deux parties. La première partie est consacrée à l'optimisation des procédés d'obtention d'une part des peaux en composite par infusion ; d'autre part des panneaux agglomérés pour l'âme par moulage et par thermocompression. Le but de cette optimisation est la fabrication de peaux composite avec un faible taux de porosité et des panneaux à particules bien consolidées ayant le minimum de masse. La deuxième partie de ce travail est dédiée à la caractérisation de ces constituants. L'originalité de cette partie réside dans la caractérisation mécanique d'un nouveau matériau, les anas de lin. Les essais de traction sur les peaux en lin ont montré une reproductibilité des résultats au niveau de la zone élastique, avec une légère variabilité des propriétés à la rupture. Négligeant l'hétérogénéité des fibres naturelles, des essais de tensiométrie accompagnés d'observations microscopiques sont en cours afin d'étudier les raisons de cette dispersion. Deux procédés de mise en œuvre, le moulage et la thermocompression ont été développés. Les essais de compression ont montré d'une part un comportement des panneaux agglomérés par moulage similaire à celui des mousses, mais différent à celui des panneaux agglomérés par thermo-compression. Cette différence est expliquée par la modification de la structure des anas de lin pendant la fabrication par le procédé de thermocompression. D'autre part, les essais de compression ont montré la grande compressibilité des anas de lin en vrac, un avantage pour dissiper l'énergie mécanique. D'autres essais mécaniques tels que la flexion 3-points, la traction et le cisaillement sont envisagés pour les panneaux agglomérés avant le passage à la fabrication des structures sandwich.

Remerciements

Le projet est cofinancé par l'Union européenne avec le Fonds européen de développement régional (FEDER) et par le Conseil régional de Haute-Normandie.

5. Bibliographie

- [1] Industrie Française des matériaux composites. *Des enjeux prioritaires pour un développement durable*. DIGITIP Décembre 2001.
- [2] Agence de l'Environnement et de la Maitrise de l'Energie. *Feuille de route R&D de la filière chimie du végétal*. Avril 2011.
- [3] Fibres Recherche Développement®. *Évaluation de la disponibilité et de l'accessibilité de fibres végétales à usage matériaux en France*. ADEME.

- [4] Commissariat général au développement durable. Ministère de l'Écologie, de l'Énergie, du Développement durable et de la Mer. *Les filières industrielles stratégiques de l'économie verte*. Mars 2010.
- [5] DUIGOU Antoine Le, DAVIES Peter, BALEY Christophe. *Replacement of Glass/Unsaturated Polyester Composites by Flax/PLLA Biocomposites : Is it Justified ?* Journal of Biobased Materials and Bioenergy, vol 5, pp 466-482, 2011.
- [6] BODROS Edwin, PILLIN Isabelle, MONTRELY Nicolas, BALEY Christophe. *Could biopolymers reinforced by randomly scattered flax fibre be used in structural applications?* Composites Science and Technology, vol 67, pp 462-470, 2007.
- [7] Journal officiel de la république française. *Les filières lin et chanvre au cœur des enjeux des matériaux biosourcés émergents*. Novembre 2015.
- [8] MOHABEER Cetna, ABDELOUAHED Lokmane, MARCOTTE Stéphane, TAOUK Bechara. *Comparative analysis of pyrolytic liquid products of beech wood, flax shives and woody biomass components*. Journal of Analytical and Applied Pyrolysis, vol 127, pp 269-277, 2017.
- [9] DUBOIS Vincent, LEBLANC A, CARPENTIER O, ALHAIK G, WIRQUIN E. *Performances of flax shive-based lightweight composites with rapid hardening*. Construction and Building Materials, vol 165, pp 17-27, 2018.
- [10] BERGES Michael, LEGER Romain, PLACET Vincent, PERSON Véronique, CORN Stéphane, GABRION Xavier, ROUSSEAU Jérôme, RAMASSO Emmanuel, LENNY Patrick, FONTAINE Stéphane. *Influence of moisture uptake on the elastic, cyclic and dynamic behaviour of unidirectional flax fibre-reinforced epoxy laminates*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol 88, pp165-177, 2016.
- [11] SELLAK Radouane. *Elaboration et caractérisation d'une résine thermodurcissable conductrice*. Thèse de l'Université du Maine ,2013.
- [12] ACERA FERNANDEZ. J, LEMOIGNE. N, CARO-BRETELLE. A.S, ELHAGE. H, LEDUC.A, LOZACHMEUR.M, BONO.P, BERGERET. A, *Role of flax cell wall components on the microstructure and transverse mechanical behavior of flax fabrics reinforced epoxy biocomposites*. Industrial Corps and Products, vol 85, pp 93-108, 2016.
- [13] ESSID Safa, MONTI Arthur, TRUONG HOANG Thuy-Quynh, JENDLI Zouhaier, ELMAHI Abderrahim. *Analyse comparative du comportement mécanique et vibratoire de composites organiques en résine Elixir renforcée de fibres de lin et de verre*, 20^{èmes} Journées Nationales sur les Composites, 2017.
- [14] POILANE. C, CHERIF. Z.E, RICHARD.F, VIVET.A, BEN DOUDOU. B, CHEN.J. *Polymer reinforced by flax fibres as a viscoelastoplastic material*. Composites Structures, vol 112, pp 100-112, 2014.
- [15] BALEY Christophe. *Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol 33, pp 939-948, 2002.
- [16] YOUNG Timothy, WINISTORFERF Paul Moschler, WANG Siquan . *Fundamentals of vertical density profile formation in wood composites. Part III. MDF Density formation during hot-pressing*. Wood and Fiber Science, vol 36, pp17-25, 2004.
- [17] BASTIAS Marcia Vidal. *Modélisation du pressage à chaud des panneaux de fibres de bois (MDF) par la méthode des éléments finis*. Thèse de l'Université Laval Québec, 2006.
- [18] DUARTE Isabelle, VESENJAK Matej, KRSTULOVIC-OPARA Lovre, REN Zoran. *Crush performance of multifunctional hybrid foams based on an aluminium alloy open-cell foam skeleton*. Polymer Testing, vol 67, pp 246-256, 2018.

Caractérisation mécanique d'un bio-composite PP/CNA : Homogénéisation numérique et expérimentale

Hajar AKHZOUZ^{1,2}

Hanane ELMINOR²

ElMokhtar HILALI¹

Hassan ELMINOR¹

¹ Equipe de recherche Matériaux, Mécanique et Génie Civil ENSA Agadir Maroc

² Laboratoire d'Innovation Durable et de Recherche Appliquée (L.I.D.R.A)-Universiapolis Agadir Maroc

RESUME :

Cette travail a pour objectif l'étude des comportements macroscopiques des microstructures bidimensionnelles hétérogènes d'un bio composite à base de la coque de noix d'arganier (CNA). Elle met en évidence l'intérêt d'une détermination rigoureuse de la taille optimale du volume élémentaire représentatif (VER) d'une microstructure et ce, par le biais de plusieurs paramètres à savoir : la fraction volumique, le contraste, le type de la propriété et la morphologie de l'hétérogénéité.

1. INTRODUCTION

L'objectif principal de ce travail est l'étude de la microstructure Bidimensionnelle (2D) d'un bio-composite chargé de granulats naturels. Le bio-composite est constitué d'une matrice polypropylène (PP), renforcée par des granulats naturels de la coque de noix d'arganier (GCNA). Les particules de la CNA présentent une forme irrégulière et une structure poreuse. Par conséquent, avec cette morphologie les particules peuvent être dispersées dans la matrice polymère de manière plus homogène.

Deux approches d'homogénéisation seront utilisées dans cette étude. Une approche expérimentale basée sur des essais de tractions réalisés sur trois gammes de bio composites (Tab. II). Une deuxième approche numérique basée sur la méthode des éléments finis multi-échelle développée en utilisant le code de calcul Zébulon. Les résultats des deux approches seront présentés.

2. CONTEXTE

1. Mise en œuvre du Bio composite PP/CNA

Le bio composite utilisé dans ce travail est composé d'une la matrice polymère PP (des produits chimiques d'Exon Mobil,) avec une densité de 0.9 g/cm³ et de température de fusion de 165 °C et des particules naturelles (CNA : Coque du Noix d'Arganier).

La composition chimique des coques de noix d'arganier est présentée dans le Tableau 1.

	Cellulose (%)	Hémicelluloses (%)	Lignine (%)	Cendre(%)
Coques d'Arganier	25.7	34.3	34.5	5.4

Tab. I. - Composition chimique de coques de Noix d'arganier [2]

La caractérisation avec la granulométrie laser ainsi que le microscope électronique à balayage ont permis la détermination de la distribution de taille des particules de coques de noix d'arganier, et ce, en termes de diamètre (Fig.I).

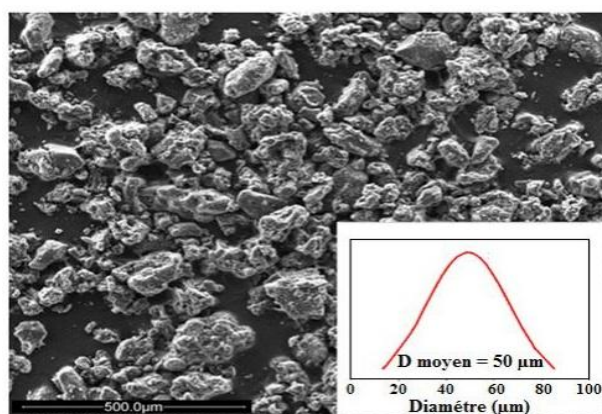


Fig. I. - Distribution de taille de particules de CNA

2. Essais expérimentaux

Les essais de tractions sont menés sur trois gammes de bio-composites selon la norme ISO 527-3 à une vitesse de traction de 3mm/min en utilisant une cellule de charge de 5kN sans extensomètre.

Gamme 1		Gamme 2		Gamme3	
Taille (μm)	Charge en poids (%)	Taille (μm)	Charge en poids (%)	Taille (μm)	Charge en poids (%)
D<125	20	125<D<160	20	160<D<250	20
125<D<160	60	160<D<250	60	250<D<315	60
160<D<250	20	250<D<315	20	315<D<360	20

Tab. II - Distribution des particules de CNA

Des séries de 10, 15, 20 et 25 en poids. % des particules de CNA appartenant à chaque gamme. A travers cette technique on détermine les caractéristiques suivantes :

- Le module de Young (E en MPa) ;
- Contrainte maximale à la rupture ;
- Allongement à la contrainte maximale.

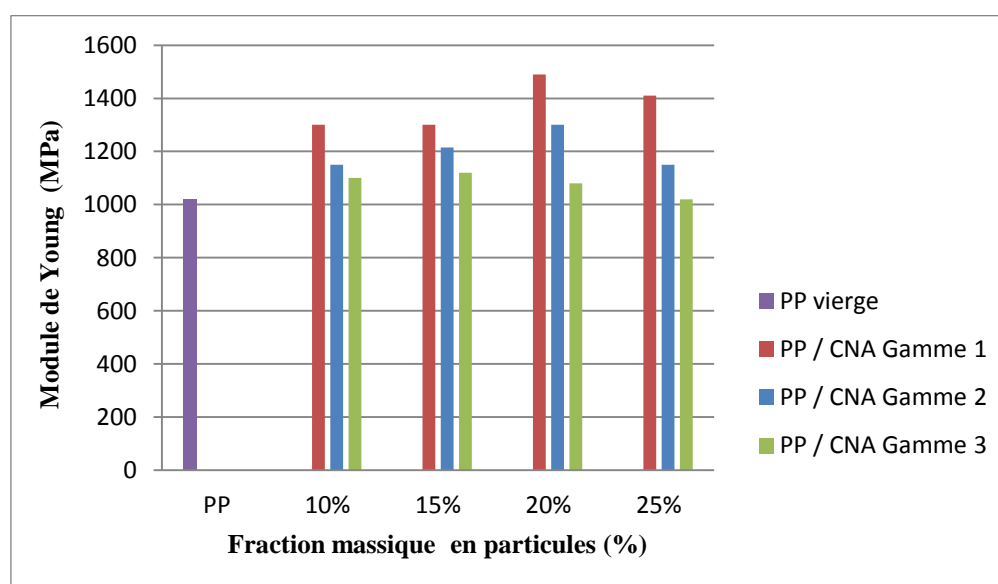


Fig.II – La variation du module de Young en traction des bio-composites en fonction de la taille des particules et la concentration massiques

Les résultats d'essai montrent que le Module de Young augmente progressivement avec l'augmentation de la concentration des CNA jusqu'à un maximum puis il diminue. D'autre part, tous les bio-composites présentent un module de Young supérieur à celui du PP pur (1034MPa), ce qui montre que les CNA jouent le rôle de renfort [3]. Dans cette étude il a été observé que la taille (diamètre) des particules influence significativement les propriétés mécaniques en traction des bio-composites. Le module de Young diminue avec l'augmentation du diamètre des particules. Les résultats montrent que les bio-composites à base des particules des groupes 1 et 2 atteignent leur maximum en module de Young à 20%, avec un gain de 42.65% et 25.72, respectivement, par contre les bio-composites à base des grandes particules (groupe 3) donnent une valeur maximale de 1129,1MPa à 15%.

La contrainte maximale à la rupture, quant à elle, diminue avec l'ajout des particules et avec l'augmentation de la taille des particules. La contrainte maximale à la rupture des bio-composites est nettement inférieure à celle du PP pur (25 MPa), ce qui est normal vu que la présence des CNA augmente les zones de concentration de contrainte autour des particules diminuant la répartition des contraintes entre le polymère et les particules et conduisent à une rupture des bio-composites.

3. Homogénéisation numérique

La génération, la visualisation 2D et le maillage de microstructures aléatoires sont développés. On considère Une microstructure contenant des inclusions sans aucun contact entre eux. Les algorithmes de la morphologie mathématique ont été utilisés pour générer ces microstructures. Le matériau virtuel étudié est un matériau hétérogène biphasé (PP+CNA), constitué d'une matrice renforcée par des inclusions de forme sphérique. La distribution des inclusions dans l'espace est aléatoire. Chaque phase est considérée linéaire élastique et homogène. Cela sous-entend que les inclusions sont bien dispersées dans la matrice et elles ont toutes les rayons variables regroupés en trois gammes (Fig.III). Une distance de répulsion entre les inclusions est imposée pour les microstructures de type schéma de sphères dures (particules non-interconnectées)

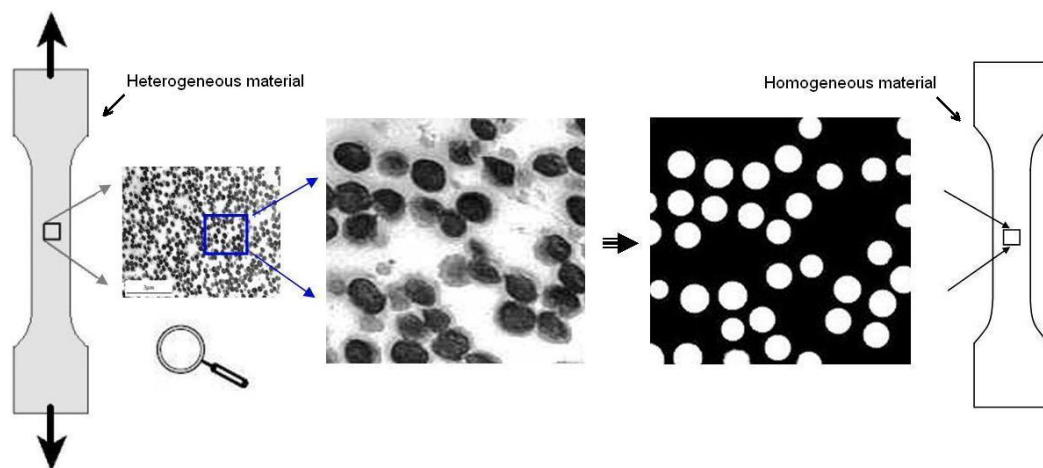


Fig.III - Microstructures aléatoires 2D : schéma de sphères dures.

La taille des éprouvettes en traction utilisées pour prédire le comportement du matériau choisi est suffisamment large pour prédire le comportement mécanique globale. D'autre part, il s'agit d'une modélisation numérique par éléments finis multi-échelle développée par le biais du code de calcul Zébulon. On supposera la structure à deux phases : Matrice PP et inclusion CNA sans introduire l'effet de la porosité, en supposant le comportement élastique.

La technique de sous-volumes, développée dans [4] a été utilisée. En effet le VER statistique est défini par **Jean (2009)** puis **Willot and Jeulin (2009)**[5] et **El Moumen et al. (2013)**[6] comme le volume pour lequel une seule réalisation est suffisante pour déduire un comportement macroscopique. La méthode statistique développée par **ElMoumen** [4] montre que pour Le VER statistique est d'une valeur approximative de $V = 9.5 \text{ cm}^3$, approximativement un cube de longueur de 2.2 cm. Ce VER statistique est le volume minimum pour avoir la représentativité des résultats. Dans le présent travail, le VER proposé est largement supérieur au VER statique minimal.

3. RESULTATS

La présente étude cherche à mettre l'accent sur l'influence des particules de la CNA sur la taille du VER et sur la variation des paramètres statistiques de la microstructure. La validation des résultats ce fait par la comparaison entre les résultats obtenues expérimentalement avec les valeurs numériques. Les exemples des courbes présentés (Fig.VI et Fig.V) montrent la variation des modules d'Young Numériques et Expérimentaux en fonction de la fraction volumique des inclusions du bio-composite PP-CNA.

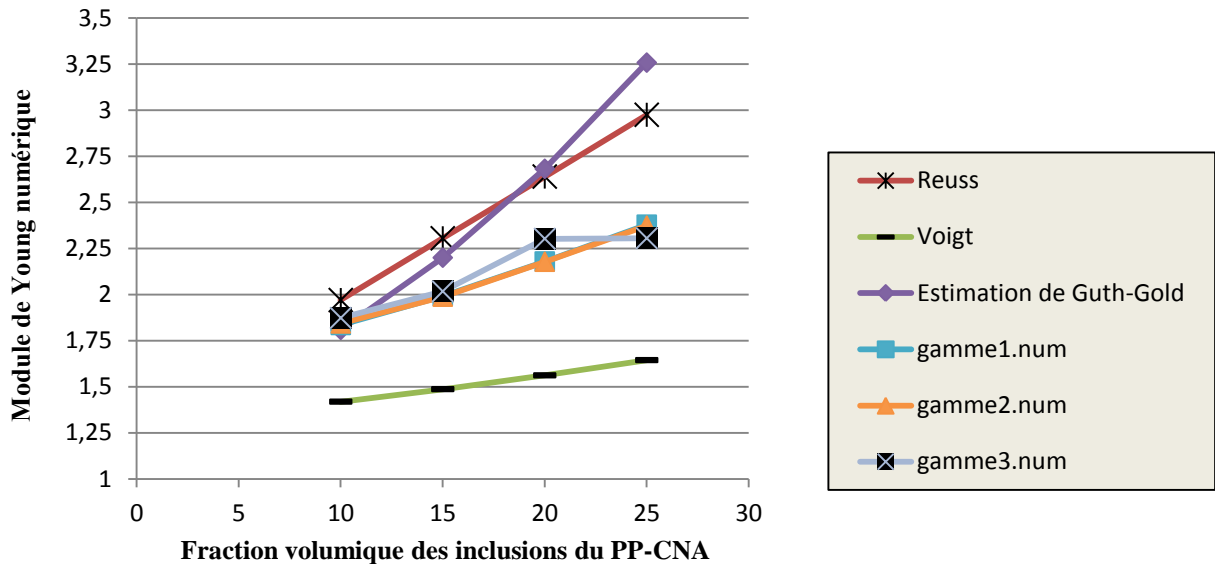


Fig. VI.- Variation des modules d'Young numériques et les modèles analytiques en fonction de la fraction volumique des inclusions du bio-composite PP-CNA

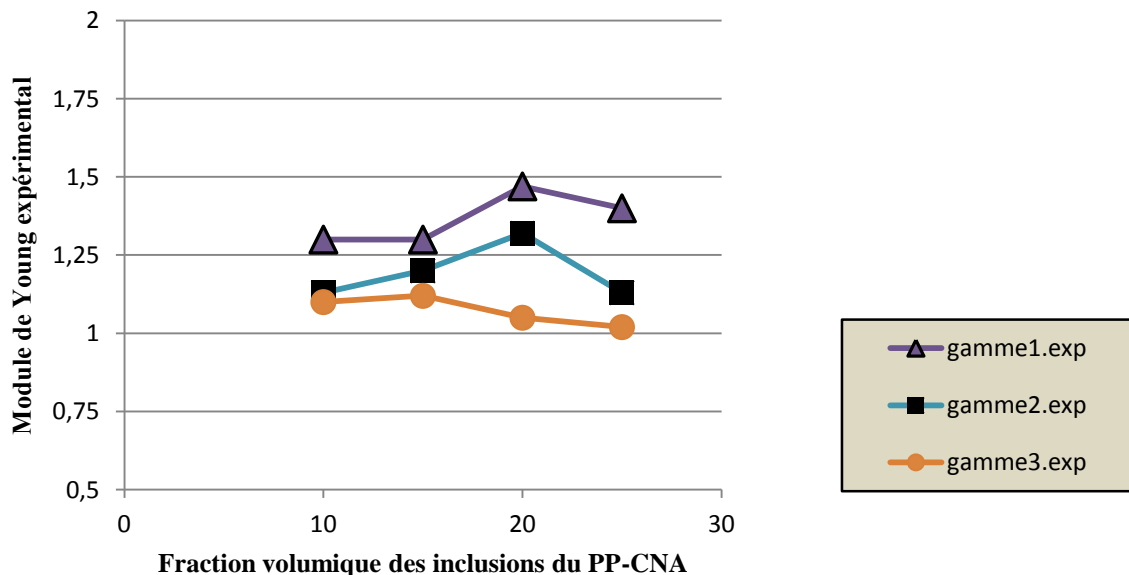


Fig. V.- Variation des modules d'Young Expérimentaux en fonction de la fraction volumique des inclusions du bio-composite PP-CNA

D'après les résultats obtenus, nous constatons que :

- Le Module de Young augmente progressivement avec l'augmentation de la concentration des CNA jusqu'à un maximum puis il diminue.
- Les bio-composites à particules ayant le plus petit diamètre ont les meilleures propriétés mécaniques.
- La contrainte maximale à la rupture, quant à elle, diminue avec l'ajout des particules et avec l'augmentation de la taille des particules.

En comparant les résultats numériques, analytique à ceux expérimentaux, on constate que seul le module de Young calculé par **Voigt** [1] est le plus proche des valeurs expérimentales.

La divergence des résultats numériques et expérimentaux peut être expliquée par le fait d'une part que les échantillons expérimentaux, utilisés par **Essabir et al. (2013)**[3], ont un volume de 1.6 cm^3 , approximativement un cube de longueur de 1.2 cm , très inférieur au VER statistique minimal qui est de $V = 9.5 \text{ cm}^3$. D'autre part la mauvaise mouillabilité entraîne des interactions particules-particules donnant naissance aux agglomérations des particules ce qui augmente la concentration des contraintes autour de ces points d'agglomération [3,7]. Une homogénéisation à deux étapes est très souhaitable dans ce cas tenant compte de la porosité présente dans la matrice.

4. CONCLUSION

L'application de la méthode d'homogénéisation numérique combinée à des approches analytiques et statistique sur un bio composite constitué d'une matrice polypropylène (PP), renforcée par des granulats naturels de la coque de noix d'arganier (GCNA) montre une chute de rigidité qui peut être expliquée par l'incompatibilité charge-matrice et la présence des pores observés par microscope. Une homogénéisation à deux étapes est alors fortement recommandée, tenant compte de la porosité et de la fraction volumique totale.

5. BIBLIOGRAPHIE

- [1] W.Voigt.Lehrbuch der Krisallphysik. Teubner Berlin, 1910.
- [2] Thèse « Bio-composites à base de coque de noix d'arganier : Mise en oeuvre, caractérisation et modélisation du comportement mécanique » par H.Essabir.
- [3] Essabir H, Nekhlaoui S, Malha M, Bensalah MO, Arrakhiz FZ, Qaiss A, Bouhfid R (2013). Mater Des 51:225–230.
- [4] Thèse « Prévission du comportement des matériaux hétérogènes basée sur l'homogénéisation numérique : modélisation, visualisation et étude morphologique » par Ahmed Elmoumen.
- [5] Willot, F., Jeulin, D., 2009. Elastic behavior of composites containing boolean random sets of inhomogeneities. Int. J. Eng. Sci. 47.
- [6] A. El Moumen, T. Kanit, A. Imad, H. El Minor, Mech. Res. Commun. 53 (2013).
- [7] J. Paiboon, D.V. Griffiths, J. Huang, G.A. Fenton, Int. J. Solids Struct. 50 (2013).



"Caractérisation des granulats de moules broyés en vue d'une formulation d'un composite à base de ciment"

"Barbachi Mohamed"¹,
 "El biriane Mohamed "¹,
 "Imad Abdellatif"²,
 "Boudjellal Khaled"³,
 "Bouabaz Mohamed"³

¹"ENSA Agadir, E2MGC, Maroc, mohamed.elbiriane@edu.uiz.ac.ma"

²"Polytech Lille, Laboratoire de Mécanique de Lille, France"

³"Université 20 aout 1955, Laboratoire LMGHU, Algérie"

Résumé :

Le Maroc dispose d'importants gisements coquillers le long de l'océan Atlantique et la Méditerranée. Ces coquilles sont collectées et traitées traditionnellement ou dans des usines de transformation. Cette activité génère une grande quantité de déchets qui sont, généralement, jetés dans la nature. Leur impact sur l'environnement est très néfaste : ils participent à la pollution du paysage et nuisent à l'équilibre de l'écosystème. De ce fait, il apparaît très utile de revaloriser ces déchets afin d'offrir une valeur ajoutée à caractère socio-économique pour la population locale.

Cette étude vise la caractérisation physico-chimique des granulats issus du broyage des coquilles de moule de la région de Souss Massa au Maroc, en vue de leur utilisation en tant que substituants partiels ou total des différentes composantes du béton et mortier. Pour ce faire, une prospection des principaux sites de la région a été effectuée pour faire le point sur ses potentialités en termes de types et de quantités des coquilles disponibles. Une caractérisation physique des granulats a été effectuée moyennant plusieurs essais, suivie d'une analyse chimique pour déterminer ses principales composantes. Les résultats obtenus montrent que les coquilles de moules broyées peuvent être utilisées pour la formulation d'un nouveau composite à base de ciment.

Mots-clés : Coquilles de moules, valorisation des coquillages, prospection, caractérisation physique, analyse chimique, X-Ray Diffraction (XRD), Scanning Electron Microscopy (SEM).

1. Introduction

Le béton est un matériau composite constitué essentiellement d'agrégats liés par un liant hydraulique. C'est le matériau de construction le plus utilisé sur terre vu ses caractéristiques mécaniques et son adaptation à la réalisation des différentes formes architecturales. Cette forte consommation de béton a fait augmenter la demande en granulats naturels qu'ils soient alluvionnaires ou concassés.

Le Maroc, en tant que pays en cours de développement, n'est pas exempt de cette problématique. En effet, les grands projets d'infrastructure et de superstructure déclenchés par la politique de l'Etat a fait accroître la pression sur les carrières d'extraction des matériaux de construction et les menacent d'épuisement. De nos jours, l'impact environnemental de la surexploitation des carrières est constaté lucidement à travers l'abandon de plusieurs carrières sans aménagement.

Parmi les solutions envisagées pour résoudre cette problématique, il y a le recours à l'utilisation des matériaux recyclés pour la substitution partielle ou totale des différentes composantes du béton. En effet, plusieurs recherches scientifiques ont été menées dans ce sens. L'utilisation des sous-produits coquillers dans la formulation des bétons est l'une des alternatives qui peuvent réduire l'impact environnemental de la surexploitation des agrégats naturels. Les chercheurs ont étudié la possibilité d'utilisation des déchets des différents types de coquilles (huitre, Saint-Jacques, bigorneau, coque...) pour la substitution partielle ou totale des granulats ou comme ajouts au ciment [1][2][3][4]–[6][7]

L'objectif de ce travail est l'étude physico-chimique des granulats issus du broyage des coquilles de moule de la région de Souss Massa en vue de leur utilisation en tant que substituant des constituants de béton.

2. Prospection des sites de collecte des coquilles

Une série de visites des différents sites de collecte et de traitement des coquilles dans la région de Souss Massa a été effectuée afin de connaître les utilisations locales de ces déchets et de les quantifier sommairement.

Les principaux sites prospectés dans la région sont illustrés sur la carte suivante (figure 1) :

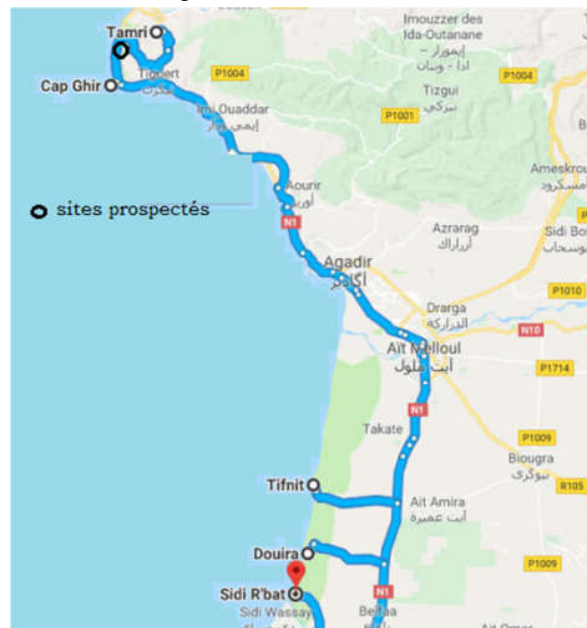


Figure 1. Sites prospectés de collecte des coquilles de moule de la région Souss Massa

A l'issue de ces visites, il s'avère que les coquilles de moules sont plus prépondérantes dans les côtes de la région à plus de 90%(figure 2b). Les déchets sont majoritairement jetés dans la nature créant ainsi des odeurs désagréables et altèrent le paysage marin (figure 2a).

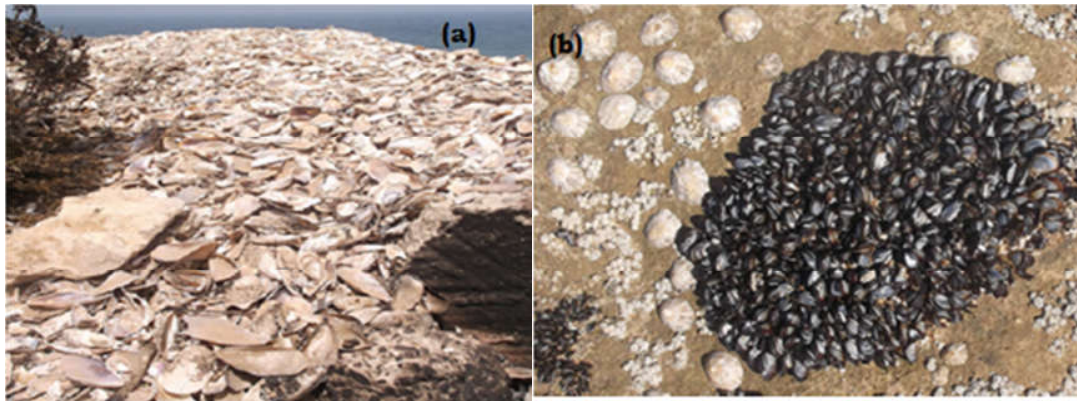


Figure 2. (a) colonie de coquille de moule (site Sidi Rbat), (b) dépôt de déchets de moule (Cap Ghir)

En revanche, nous avons constaté la valorisation de ces déchets par la population locale à travers leur utilisation :

- Pour la fabrication des agglos pour les baraques des pêcheurs dans le site de Tifnit ;
- Pour la stabilisation des pistes locales dans le site de Douira ;
- Comme éléments de décoration dans les façades (site Sidi Rbat).

Nous avons également procédé à une quantification sommaire des gisements coquillers des sites visités. Le tableau suivant présente les densités moyennes de chaque site (tableau1):

Tableau 1. Densité moyenne des gisements coquillers

Site	densité moyenne (unité/m ²)
Cap Ghir -Tamri	5000
Tifnit	1000
Sidi Rbat -Douira	1500

3. Etude expérimentale des agrégats coquillers

1. Préparation des échantillons

Nous avons procédé à la collecte des coquilles de moule à partir du site de Cap Ghir. La majorité des coquilles ont une longueur supérieure à 5 cm (figure 3). Les coquilles sont lavées pour éliminer les impuretés. Ensuite, on fait subir aux moules une cuisson dans un grand seau d'eau pour extraire la chair.



Figure 3. Les coquilles avant et après cuisson

Les coquillages sont ensuite lavés dans l'eau douce jusqu'à ce que l'eau de lavage devienne claire. Cette opération vise l'élimination du reste des impuretés et de la matière organique et la limitation des ions de chlorure [8].

2. Masse volumique apparente et absolue

– Masse volumique apparente

C'est la masse de l'unité du volume apparent de l'échantillon qui comprend aussi bien le volume solide et le volume des vides. Sa détermination se fait à l'aide d'un récipient de volume connu (V_t) qui sera rempli par

l'échantillon de masse sèche m (figure 4). Ainsi la masse volumique apparente est déterminée à l'aide de la relation suivante :

$$\rho_{app} = \frac{m}{V_t}$$



Figure 4. Mesure de la densité apparente du sable 0/5

– Masse volumique absolue

C'est la masse de l'unité du volume absolu de l'échantillon qui comprend le volume solide sans tenir compte du volume des vides.

Plusieurs méthodes sont utilisées pour la détermination de la masse volumique absolue. L'objectif étant la détermination du volume absolu de l'échantillon de masse sèche m par la méthode de l'éprouvette qui donne des résultats avec une précision acceptable (figure 5). Pour ce faire, il suffit de mesurer la variation du volume d'une éprouvette graduée remplie d'eau suite à l'ajout de l'échantillon :

$$\rho_{abs} = \frac{m}{\Delta V}$$

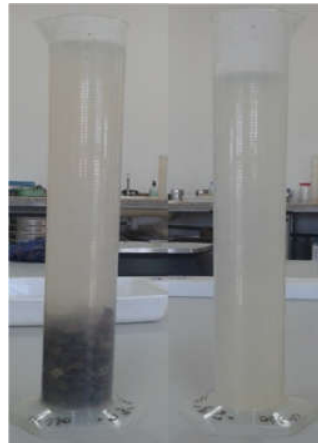


Figure 5. Mesure de la densité absolue par la méthode de l'éprouvette

– Interprétation des résultats

Le graphique suivant présente les résultats obtenus concernant l'échantillon de moule 0/5, du sable 0/5 et du gravier 5/20 qui sont pris à titre de comparaison (figure 6) :

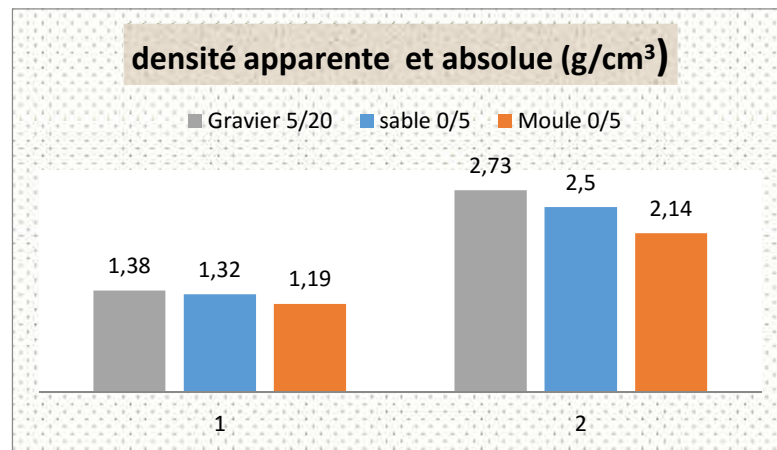


Figure 6. (1) Masse volumique apparente, (2) masse volumique absolue des échantillons

Ces résultats montrent que l'échantillon de moule 0/5 a une densité plus faible par rapport aux granulats alluvionnaires (sable et gravier). En effet, l'échantillon de moule a une densité absolue plus faible par rapport au sable à raison de 14.4 %. Ainsi, un composite formulé avec des agrégats coquillers serait plus léger, ce qui va réduire les charges admissibles sur les éléments porteurs d'une structure.

3. Analyse granulométrique

L'analyse granulométrique a pour objectif l'étude de la répartition granulaire d'un granulat. Les coquillages lavés sont séchés dans une étuve à 105 °C jusqu'à l'obtention d'une masse constante. Ils subissent, ensuite, un concassage dans un concasseur dédié à cette opération (figure 7a). L'opération est répétée trois fois afin de réduire la taille des agrégats. L'échantillon obtenu est tamisé dans le tamis 5 mm afin d'en extraire la fraction sableuse de classe granulaire 0/5. L'échantillon sera noté moule 0/5.

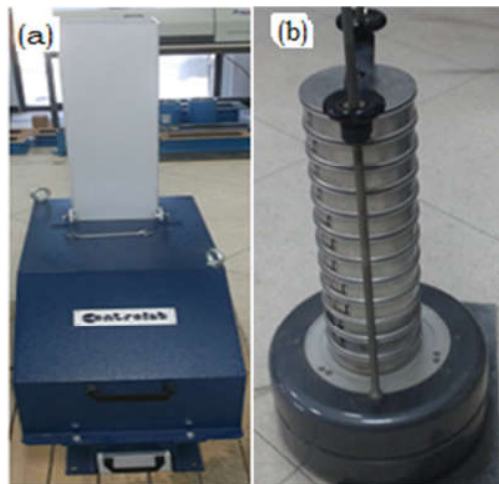


Figure 7. (a) Concasseur à mâchoires (b) Tamiseuse électrique

L'analyse granulométrique est réalisée conformément à la norme NF P 94-056 en utilisant une tamiseuse électrique (figure 7b). L'échantillon de coquillage de moule (0/5) soumis à l'essai a une masse sèche de 1024 g. La mesure des refus des différents tamis (figure 8) a permis de relever les résultats mentionnés dans le tableau 2 :



Figure 8. Refus de quelques tamis

Tableau 2. Analyse granulométrique de l'échantillon moule 0/5

tamis	refus (g)	Refus cumulé	refus (%)	tamisât (%)
5	0,00	0,00	0,00	100,00
2,5	597,00	597,00	58,30	41,70
1,25	249,00	846,00	82,62	17,38
0,63	105,00	951,00	92,87	7,13
0,315	42,40	993,40	97,01	2,99
0,16	16,00	1009,40	98,57	1,43
0,08	7,00	1016,40	99,26	0,74

Le tableau précédent permet d'obtenir la courbe granulométrique de l'échantillon (figure 9):

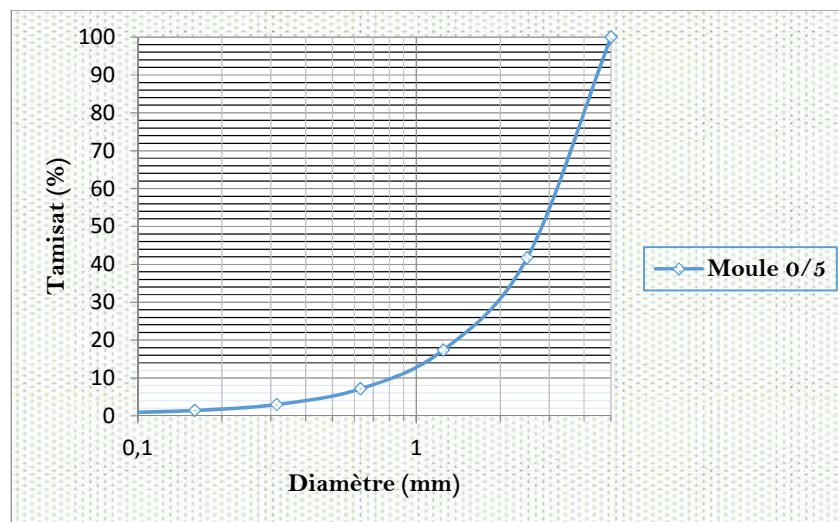


Figure 9. Courbe granulométrique de l'échantillon de moule 0/5

L'exploitation de la courbe granulométrique permet d'extraire les résultats du tableau 3:

Tableau 3. Interprétation de la courbe granulaire de l'échantillon de Moule 0/5

Granulat	Dx		Cu	Cc	Interprétation des résultats
Moule 0/5	D10	0,89	3,60	1,27	
	D30	1,9			
	D60	3,2			

L'échantillon de moules concassés est un granulats bien gradué, c'est-à-dire, il contient des grains ayant un diamètre qui s'étale sur tout l'intervalle granulaire 0/5. Cette caractéristique est préconisée pour la formulation de béton car elle permettra de réduire les vides au sein du squelette granulaire du béton.

La courbe granulométrique permet également de déterminer le module de finesse (MF). Ce paramètre permet d'apprécier la granularité globale d'un sable. Plus le module est petit, plus le sable est fin.

Selon la norme NF P 18-540, le module de finesse est égal 1/100 des refus cumulés en pourcentage de la série de tamis : 0.16, 0.315, 0.63, 1.25, 2.5, 5 mm.

$$MF = \frac{1}{100} \sum \text{refus cumulés}(0.16, 0.315, 0.63, 1.25, 2.5, 5 \text{ mm})$$

$$MF = \frac{1}{100} (58.3 + 82.62 + 92.87 + 97.01 + 98.57) = 4.29$$

Le module de finesse est supérieur à 3.2, l'échantillon de moule 0/5 est donc pauvre en éléments fins. Ceci aura pour conséquence la réduction de l'ouvrabilité du composite à formuler.

4. Analyse chimique

Nous avons procédé à l'analyse chimique des coquilles à l'aide de la méthode de diffraction par les rayons X (DRX). L'analyse des spectres a permis de déterminer la composition de l'échantillon des coquilles de moules (tableau 4) :

Tableau 4. Composition chimique de l'échantillon de moule.

Matière organique	5.07 %
Humidité	0.674 %
Carbonates	94.42 %
SiO₂	1.22 %

Composants	Concentration %
Na	1,622
Mg	0,208
Al	0,031
S	0,141
Cl	0,247
Ca	77,029
Fe	0,020
Zn	0,003
Br	0,025
Sr	0,262
Zr	0,001
Cd	0,067

Les résultats obtenus montrent que l'échantillon de moule est majoritairement composé de carbonate de calcium (CaCO₃), ce qui révèle que ce matériau peut être candidat pour substituer partiellement le ciment. Ce résultat est confirmé par plusieurs recherches scientifiques [9][10].

Les granulats obtenus à partir du broyage des coquilles contiennent 0.247 % de chlore. Cette valeur est supérieure aux résultats obtenus par P. Lertwattanaruk, N. Makul, and C. Siripattarapratvat [9] (Entre 0,01 et 0,02%). La présence des chlorures dans le béton à une quantité non maîtrisée favorise la corrosion des armatures et fait diminuer la force portante des éléments porteurs. Les chlorures participent également à la perturbation de la prise et du durcissement du béton.

La teneur en Cl⁻ est réglementée pour de nombreux produits en béton armé. La norme NF EN206-1 établit des teneurs maximales en ions Cl⁻ rapportée à la masse du ciment suivant l'utilisation du béton. Cette teneur maximale est de 0,20% pour les bétons contenant des armatures de précontrainte en acier, de 0,40% pour les bétons contenant des armatures en acier ou des pièces métalliques noyées et de 1% pour les bétons ne contenant ni armatures en acier ni pièces métalliques noyées [11].

La teneur en soufre de l'échantillon de coquilles est de l'ordre de 0.141%. Cette valeur est acceptable pour la formulation du béton. En effet, Les granulats peuvent contenir de faibles quantités de sulfates et de sulfures sous réserve que leur teneur en soufre totale, S, n'excède pas 0,4% en masse. Les sulfures peuvent se transformer en sulfates générant ainsi le gonflement des armatures. Ils perturbent également la prise du béton et perturbent l'action des adjuvants [12].

5. Conclusion

Cette étude est une étape préliminaire pour aborder la formulation d'un béton incorporant des agrégats coquillers. L'échantillon de moule concassé 0/5 a une granulométrie étalée et bien graduée avec un module de fissure relativement élevé, ce qui nécessite un broyage plus fin. L'examen de la densité apparente et absolue a pu mettre en évidence la légèreté des agrégats coquillers par rapport au sable alluvionnaire à raison de 14.4%.

L'analyse chimique des coquillages de moule a révélé la dominance du carbonate de calcium. La teneur en chlore et en soufre est respectivement de 0.247 et 0.141%, ce qui est acceptable par les normes en vigueur.

A l'issue de cette étude préliminaire, les granulats coquillers peuvent être candidats pour remplacer partiellement l'une des constituants du béton. Vu que ces granulats coquillers se présentent sous forme de feuillets de faibles épaisseurs, il serait intéressant et pratique d'utiliser la fraction fine 0/2 comme ajout pour améliorer les propriétés du béton.

6. Bibliographie

- [1] H. Y. Wang, W. Ten Kuo, C. C. Lin, et C. Po-Yo, « Study of the material properties of fly ash added to oyster cement mortar », *Constr. Build. Mater.*, vol. 41, p. 532-537, 2013.
- [2] E. I. Yang, M. Y. Kim, H. G. Park, et S. T. Yi, « Effect of partial replacement of sand with dry oyster shell on the long-term performance of concrete », *Constr. Build. Mater.*, vol. 24, n° 5, p. 758-765, 2010.
- [3] H. Cuadrado, N. Sebaibi, M. Boutouil, et B. Boudart, « Properties of concretes incorporating crushed queen scallops for artificial reefs », *Proc. RECIF Conf. Artif. reefs from Mater. to Ecosyst.*, 2015.
- [4] Umoh A.A. et O. K.O., « Performance of Periwinkle Shell Ash Blended Cement Concrete Exposed to Magnesium Sulphate. », *Civ. Eng. Dimens.*, vol. 15, n° 2, p. 96-101, 2014.
- [5] a P. Adewuyi et T. Adegoke, « Exploratory Study of Periwinkle Shells As Coarse Aggregates In Concrete Works », *ARPJ J. Eng. Appl. Sci.*, vol. 3, n° 6, p. 1-5, 2008.
- [6] F. Falade, « An investigation of periwinkle shells as coarse aggregate in concrete », *Build. Environ.*, vol. 30, n° 4, p. 573-577, 1995.
- [7] C. Paper, « Cockle Shell in Artificial Reef Construction », n° February, 2016.
- [8] D. H. Nguyen, M. Boutouil, N. Sebaibi, L. Leleyter, et F. Baraud, « Valorization of seashell by-products in pervious concrete pavers », *Constr. Build. Mater.*, vol. 49, n° February 2016, p. 151-160, 2013.
- [9] P. Lertwattanaruk, N. Makul, et C. Siripattarapavat, « Utilization of ground waste seashells in cement mortars for masonry and plastering », *J. Environ. Manage.*, vol. 111, p. 133-141, 2012.
- [10] M. R. R. Hamester, P. S. Balzer, et D. Becker, « Characterization of Calcium Carbonate Obtained from Oyster and Mussel Shells and Incorporation in Polypropylene », *Mater. Res.*, vol. 15, n° 2, p. 204-208, 2012.
- [11] C. Page, « NF EN 206-1 Béton », vol. 1, n° avril 2004, p. 1-81, 2010.
- [12] C. Béton, « Les constituants des bétons et des mortiers », 2005.

Caractérisation du comportement vibratoire des composites renforcés par des fibres hybrides lin/carbone

Ben Ameer Mariem^{1,2},

El Mahi Abderrahim¹,

Rebiere Jean-Luc¹,

Beyaoui Moez²,

Abdennadher Moez²,

Haddar Mohamed²

¹ Laboratoire d'acoustique de l'université du Maine (LAUM UMR CNRS 6613)
Le Mans Université, Av. O. Messiaen 72085 Le Mans Cedex 9, France

² Laboratoire de recherche de Mécanique, Modélisation et Production (LA2MP)
Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax, Département Génie Mécanique, Route Soukra, 3038 Sfax, Tunisie

Résumé :

Ce travail présente une étude expérimentale du comportement vibratoire des composites stratifiés à fibres hybrides lin/carbone et à matrice époxy. Le principal objectif de cette étude consiste à analyser l'effet de l'hybridation, la séquence d'empilement et l'orientation des fibres sur les propriétés dynamiques des matériaux composites à fibres lin/carbone. Les propriétés mécaniques et les facteurs de perte sont déterminés en flexion de poutres pour différentes longueurs en configuration encastree/libre. Les résultats obtenus ont montré que la position des couches de lin dans les composites hybrides joue un rôle majeur sur les propriétés dynamiques des composites.

1. Introduction

Les matériaux composites renforcés par des fibres de verre, de carbone et de Kevlar connaissent un développement continu dans tous les domaines industriels tels que la marine, l'aéronautique, le sport, etc. De nos jours, les composites renforcés par des fibres naturelles s'émergent dans l'application des matériaux composites, car elles sont écologiques et leurs ressources sont renouvelables [1]. En outre, leur pouvoir intrinsèque à dissiper l'énergie vibratoire est très important. De nombreux travaux ont été menés afin de caractériser les composites renforcés par des fibres végétales de lin, jute, chanvre, etc [2]. Yan *et al.* [3] et Monti *et al.* [4] ont évalué les caractéristiques mécaniques des composites renforcés par des fibres naturelles de lin.

La connaissance des caractéristiques mécaniques statiques et de fatigue ne sont pas suffisantes pour le développement des composites biosourcés dans les applications de haute performance. Ce développement nécessite des informations supplémentaires de leurs propriétés dynamiques, notamment l'amortissement. En effet, la dissipation d'énergie constitue un facteur essentiel dans la conception mécanique des structures. D'où un amortissement suffisant est indispensable pour réduire les vibrations des structures et éviter la rupture par fatigue. Monti *et al.* [5] et Daoud *et al.* [6] ont étudié les propriétés dynamiques des composites renforcés par de fibres de lin. Duc *et al.* [7] et Cheour *et al.* [8] ont comparé les propriétés mécaniques et les propriétés d'amortissement des composites renforcés par des fibres de carbone, de verre et de lin. Ils ont montré que les composites renforcés par des fibres de lin présentent des valeurs d'amortissement relativement plus élevées par rapport aux autres composites alors qu'ils possèdent des propriétés mécaniques plus faibles. Dans ce cadre, certaines études ont suggéré de produire des composites hybrides avec une combinaison de fibres de carbone et de lin dans la même matrice [9]. Assarar *et al.* [10] ont étudié les propriétés dynamiques des composites hybrides à fibres tissés lin/carbone dans le but d'améliorer leurs propriétés d'amortissement et réduire les vibrations tout en gardant des propriétés mécaniques relativement importantes.

En s'insérant dans cette sphère, des essais expérimentaux de vibration libre ont été réalisés pour déterminer les propriétés mécaniques et les coefficients d'amortissement des composites unidirectionnels à fibres de carbone et de lin. Le but de cette analyse est d'évaluer l'effet de l'orientation, de la séquence d'empilement et de l'hybridation des fibres sur les propriétés dynamiques des composites étudiés.

2. Matériaux et protocole expérimental

1. Matériaux et procédé de mise en œuvre

Plusieurs stratifiés non hybrides et hybrides ont été préparés par imprégnation des fibres de lin unidirectionnelles de 200 g/m² et des fibres de carbone unidirectionnelles de 300 g/m² avec la résine époxy SR 1500 mélangée avec 33% du durcisseur SD 2505. Tout d'abord, les fibres ont été découpées et puis les fibres de lin ont été séchées dans une étuve pendant une heure à 110 °C. La mise en œuvre des matériaux composites est réalisée par moulage au contact sous vide par la technique dite « du sac ». Elle consiste à imprégner les différentes couches à température ambiante et les mettre sous vide entre un moule et un contre moule. L'ensemble est ensuite mis dans un sac bien étanche, sous vide avec une dépression de 0.5 bar pendant 7 heures. Les plaques obtenues sont exposées à la température ambiante pendant au moins deux jours pour s'assurer de la polymérisation complète de la résine.

Tableau 1 : Désignation des composites stratifiés non hybrides et hybrides.

Stratifié	Séquence d'empilement	Epaisseur (mm)	Fraction volumique des fibres		Densité (Kg/m ³)
			Lin (%)	Carbone (%)	
[L ₃] _s	L/L/L/L/L/L	3.1	32	0	1140
[L ₂ /C] _s	L/L/C/C/L/L	2.7	22	19	1181
[L/C ₂] _s	L/C/C/C/C/L	2.4	12	37	1266
[C/L ₂] _s	C/L/L/L/L/C	2.8	22	19	1175
[C ₂ /L] _s	C/C/L/L/C/C	2.4	12	37	1234
[C ₃] _s	C/C/C/C/C/C	2	0	56	1340

Les éprouvettes sont ensuite découpées suivant 3 orientations (0° , 45° et 90°) à l'aide d'une scie à ruban diamanté à partir des plaques de surface $400 \times 400 \text{ mm}^2$. La longueur et la largeur des éprouvettes sont respectivement de 300 mm et 25 mm et l'épaisseur dépendant du stratifié considéré.

Quatre types de stratifiés hybrides avec différentes séquences d'empilement sont présentés dans le tableau 1. Ils ont été élaborés pour étudier l'effet du type d'hybridation sur l'amortissement des composites. L'épaisseur, la fraction volumique et la densité de chaque plaque dépendent du stratifié considéré, leurs valeurs sont présentées dans le Tableau 1.

2. Dispositif expérimental

L'étude expérimentale a été effectuée dans le cas de la flexion de poutres pour différentes longueurs : 150, 200 et 250 mm et 3 orientations de fibres (0° , 45° et 90°). La figure 1 montre le dispositif expérimental utilisé pour étudier les vibrations des poutres en configuration encastrée/libre ; les poutres sont encastrées en une extrémité et libre à l'autre. L'éprouvette est excitée en un point à l'aide d'un marteau d'impact PCB 070A02 et la réponse est détectée en un autre point à l'aide d'un vibromètre laser Polytec. Ce vibromètre est constitué d'une tête optique OFV 303 associée à un contrôleur OFV 3001.

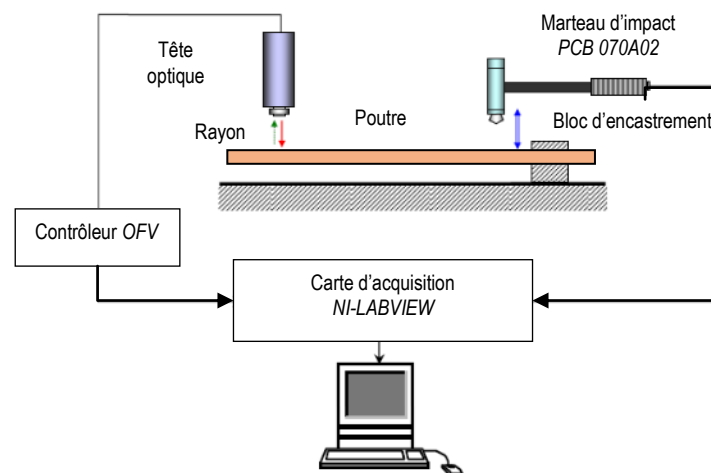


Figure 1. Dispositif expérimental dans le cas d'une excitation par impact

Les signaux d'excitation de la poutre et de sortie du vibromètre laser sont ensuite numérisés et traités par un analyseur dynamique de signaux développé sous LABVIEW. Cet analyseur est constitué d'une carte d'acquisition et de traitement associée à un logiciel de contrôle et traitement des signaux. Ce système effectue l'acquisition des signaux, contrôle les conditions d'acquisition (sensibilité, bande passante, conditions de déclenchement, etc), effectue le traitement des signaux (transformée de Fourier, réponse en fréquence, etc). Les signaux et les traitements associés sont ensuite sauvegardés pour des post-traitements.

La figure 2 donne un exemple de la transformée de Fourier de la réponse à une excitation impulsionnelle. Cette réponse fait apparaître les pics correspondant aux fréquences propres de vibration. Il existe différentes méthodes pour mesurer les propriétés modales à partir de la FRF obtenue. La méthode couramment employée est celle de la bande passante à -3 dB (HPB method), illustrée sur la figure 3. Cette méthode est utilisée par El Mahi *et al.* [11], elle consiste à analyser chaque pic de résonance de la Fonction Réponse en Fréquence (FRF) dans une représentation amplitude/fréquence. La fréquence de résonance f_i du mode i correspond à la fréquence pour laquelle l'amplitude de la réponse est maximale. Par la suite, le coefficient d'amortissement modal η_i associé à ce mode i peut être calculé par l'équation suivante :

$$\eta_i = \frac{\Delta f_i}{f_i} = \frac{f_2 - f_1}{f_0} \quad (1)$$

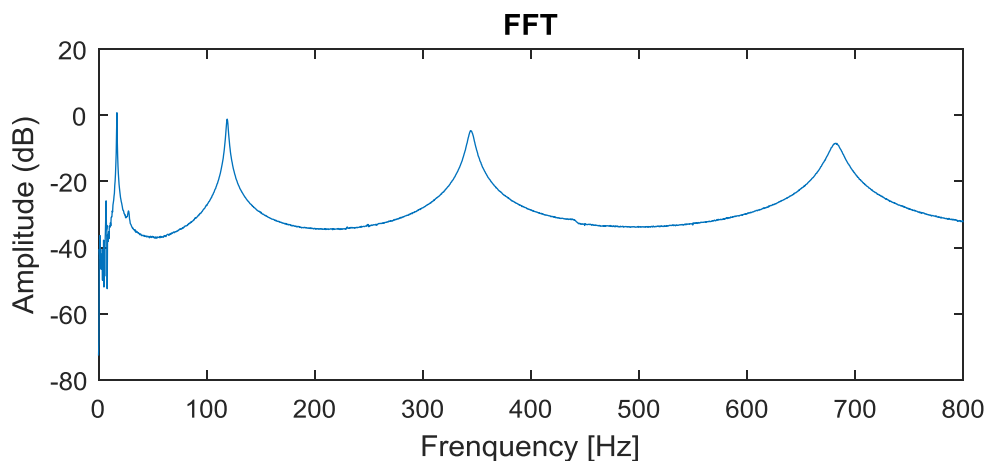


Figure 2. Exemple de fonction de réponse en fréquence

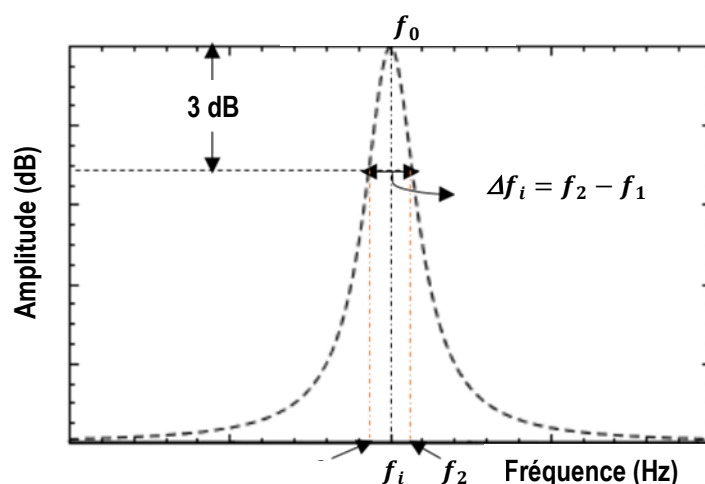


Figure 3. Illustration de la méthode de bande passante à -3dB

En outre, la mesure des fréquences propres conduit à l'estimation du module de flexion E_{fx} de poutres selon l'équation suivante :

$$E_{fx} = \frac{12\rho l^4 f_n^2}{h^2 C_n^2} \quad (2)$$

Avec E_{fx} : module de flexion de la poutre (GPa), ρ : densité du composite (kg/m^3), l : longueur de la poutre (m), f_n : fréquence de résonance du mode n (Hz), h : l'épaisseur du composite (m) et C_n : constantes données en fonction des conditions aux limites (encasturé/libre) pour le mode de flexion n , avec $C_1 = 0.55959$, $C_2 = 3.5069$, $C_3 = 9.8194$ and $C_n = (\pi/2)(n-0.5)^2$, pour $n > 3$.

3. Résultats et discussion

1. Caractérisation du comportement vibratoire des composites renforcés par des fibres de lin et de carbone

Les propriétés mécaniques et les facteurs d'amortissement sont déterminés à partir des essais de vibration en flexion libre des poutres à fibres. Les modules de flexions (E_L , E_{45} et E_T) sont déterminés en fonction de la fréquence de résonance obtenue par l'analyse modale expérimentale des poutres orientées à 0° , 45° et 90° . La figure 4 montre les résultats obtenus des modules de flexion en fonction de la fréquence. Ce résultat met en

évidence l'importance des propriétés mécaniques des composites à fibres de carbone par rapport aux composites à fibres de lin.

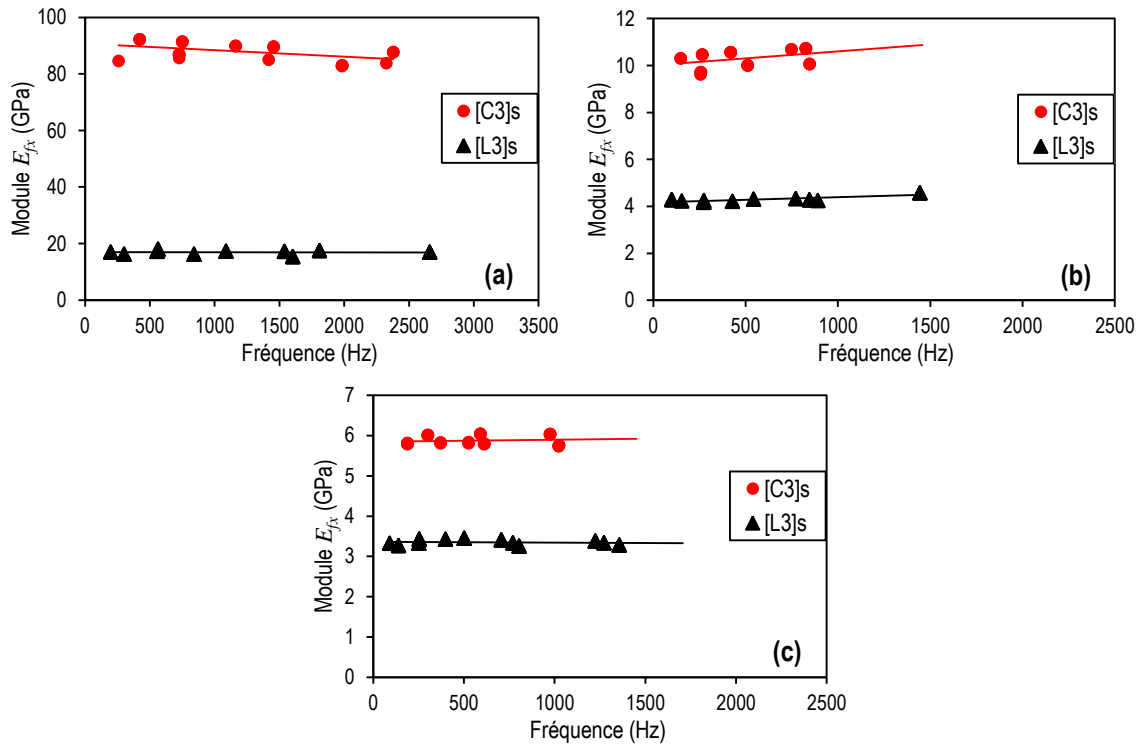


Figure 4. Evolution des modules élastiques des composites à fibres de lin et de carbone en fonction de la fréquence : a) E_L , b) E_{45} et c) E_T

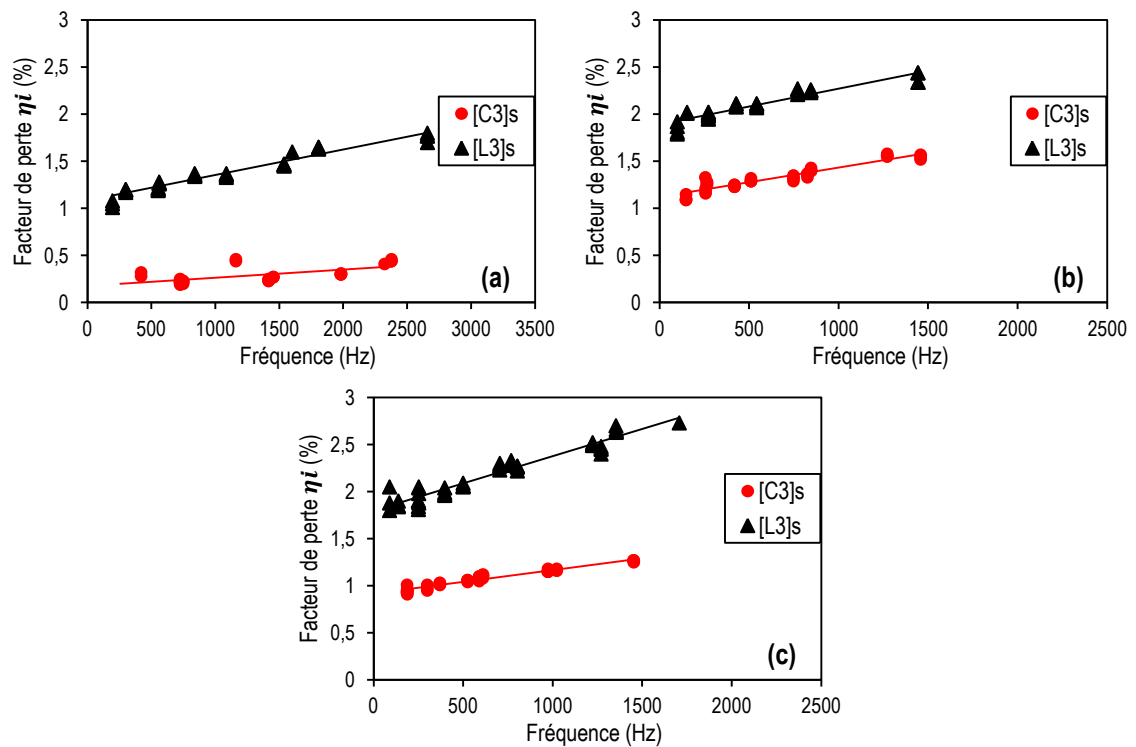


Figure 5. Variation de l'amortissement en fonction de la fréquence pour les composites à fibres de lin et de carbone pour l'orientation des fibres : a) 0° , b) 45° et c) 90° .

La figure 5 présente la variation du facteur de perte des composites en fonction de la fréquence pour les trois orientations des fibres (0° , 45° et 90°). Les résultats obtenus montrent que le facteur de perte augmente avec la fréquence. Pour les deux orientations 45° et 90° , les valeurs des facteurs de perte sont plus élevées que ceux pour une orientation des fibres 0° . En comparant les facteurs de pertes des deux composites, on constate que les facteurs de pertes des composites à fibres de lin sont plus élevés que ceux des composites à fibres de carbone. Malgré ses bonnes propriétés mécaniques, les composites à fibres de carbone présentent des facteurs de perte très faible pour les trois orientations. Cette différence pourrait être attribuée aux différents mécanismes de frottement intrinsèques des fibres de lin. De plus, elle peut être attribuée aux phénomènes d'adhésion fibre/matrice pour les deux matériaux.

2. Caractérisation du comportement vibratoire des composites renforcé par des fibres hybrides lin/carbone

La figure 6 compare les résultats déduits des essais expérimentaux menés sur différentes séquences d'empilement des stratifiés hybrides. Elle donne la variation du module de flexion en fonction de la fréquence pour les trois orientations des fibres (0° , 45° et 90°). Pour les trois orientations des fibres, le module de flexion augmente avec la teneur en fibres carbone plus particulièrement lorsque les couches de carbone sont placées en tant que couches externes des stratifiés hybrides. A titre d'exemple, les stratifiés $[L/C_2]_s$ et $[C_2/L]_s$ ont une teneur en fibres de carbone de l'ordre 37%, pour l'orientation des fibres à 0° , à 1000 Hz, le module du stratifié $[L/C_2]_s$ a augmenté de 160% par rapport au stratifié à fibres de lin $[L_3]_s$, alors que celui du stratifié $[C_2/L]_s$ a augmenté de 400%.

La figure 7 présente les résultats obtenus des facteurs de perte en fonction de la fréquence. Elle compare les valeurs des composites à fibres unidirectionnelles de lin, de carbone et les différentes séquences d'empilement des composites hybrides. Ces résultats montrent que l'amortissement des stratifiés $[L_2/C]_s$ et $[L/C_2]_s$ est légèrement inférieur à celui de $[L_3]_s$ pour les différentes orientations. En effet, l'énergie est dissipée essentiellement par les couches extérieures de lin et la diminution de l'amortissement est attribuée au remplacement des couches internes par des couches de carbone.

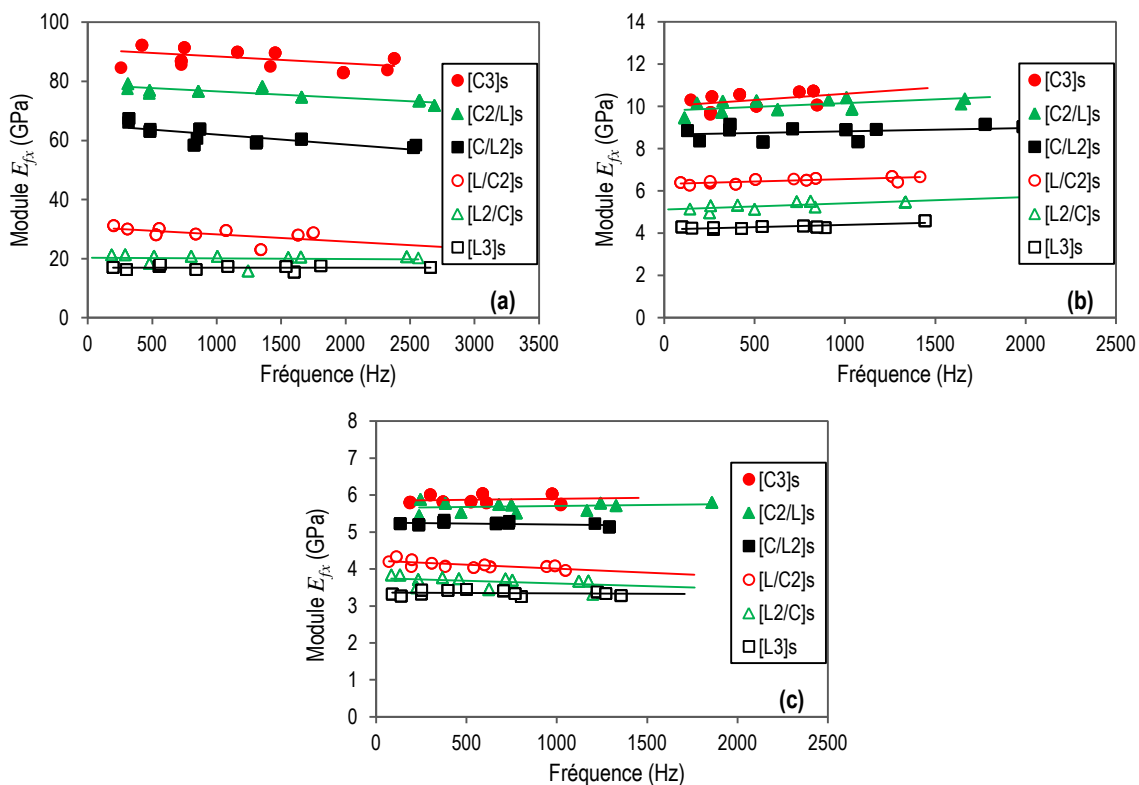


Figure 6. Evolution des modules élastiques des composites à fibres hybrides lin/carbone en fonction de la fréquence : a) E_L , b) E_{45} et c) E_T .

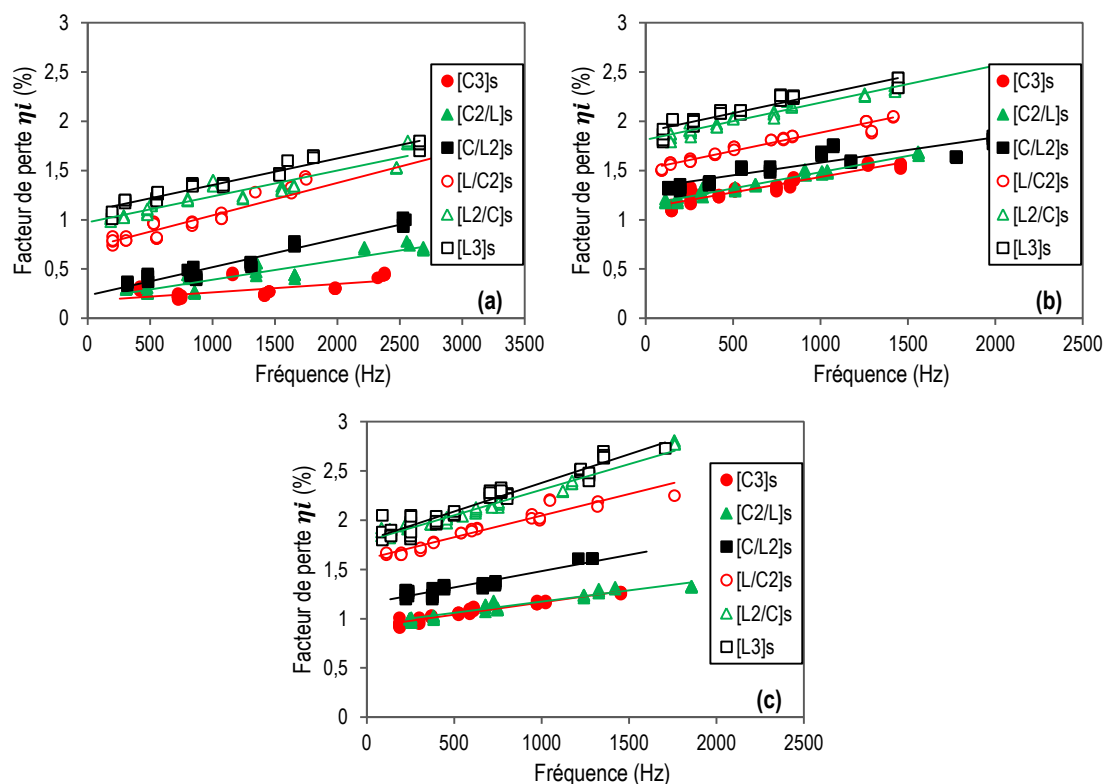


Figure 7. Variation de l'amortissement en fonction de la fréquence pour les composites à fibres hybrides lin/carbone pour l'orientation des fibres : a) 0° , b) 45° et c) 90° .

Néanmoins, l'amortissement des stratifiés $[C_2/L]_s$ et $[C/L_2]_s$ est légèrement supérieur à celui du stratifié $[C_3]_s$ pour les différentes orientations. Ce phénomène résulte essentiellement de la dissipation d'énergie par les couches de carbone extérieures et au remplacement des couches internes par des couches de lin.

4. Conclusion

Cette étude présente les résultats expérimentaux des propriétés dynamiques des stratifiés hybrides de lin et de carbone. Afin de mettre en évidence l'effet de la séquence d'empilement, l'hybridation et l'orientation des fibres sur la rigidité à la flexion et l'amortissement des stratifiés, différents stratifiés non-hybrides et hybrides ont été testés en vibration en flexion de poutres en configuration encastree/libre. Les propriétés dynamiques de ces stratifiés ont été évaluées en utilisant des poutres à fibres unidirectionnelles. Les facteurs de perte ont été identifiés en utilisant la méthode de la bande passante à -3dB.

Les résultats obtenus montrent que les coefficients d'amortissement des stratifiés à fibres de lin sont plus élevés que ceux des composites à fibres de carbone, alors que les propriétés mécaniques sont plus importantes pour les composites à fibres de carbone. Les propriétés dynamiques et mécaniques obtenues dépendent de la séquence d'empilement et la position des couches de lin et de carbone. Enfin, il a été démontré que le remplacement des couches de carbone par des couches de lin améliore considérablement son amortissement tout en diminuant son module de flexion.

5. Références

- [1] PERVAIZ Muhammad, SAIN Mohini M. *Carbon storage potential in natural fibre composites*. Resources, Conservation and Recycling 39, 325–40, 2003.
- [2] Baley C. *Renforcement des polymères par des fibres végétales*. Revue des composites et matériaux avancés. Vol. 16. N°1/2006.
- [3] YAN Libo, CHOUW Nawawi, JAYARAMAN Krishnan. *Flax fibre and its composites – a review*. Composite Part B 56, 296–317, 2014.
- [4] MONTI Arthur, EL MAHI Abderrahim, JENDLI Zouhaier, GUILLAUMAT Laurent. *Mechanical behaviour and damage mechanisms analysis of a flax-fibre reinforced composite by acoustic emission*. Composite Part A 90, 100–10, 2016.

- [5] MONTI Arthur, EL MAHI Abderrahim, JENDLI Zouhaier, GUILLAUMAT Laurent. *Experimental and finite elements analysis of the vibration behaviour of a bio-based composite sandwich beam*. Composite Part B 110, 466–475, 2017.
- [6] DAOUD Hajer, REBIÈRE Jean Luc, MAKNI Amine, TAKTAK Mohamed, EL MAHI Abderrahim, HADDAR Mohamed. *Numerical and Experimental Characterization of the Dynamic Properties of Flax Fiber Reinforced Composites*. International Journal of Applied Mechanics, doi: 10.1142/S175882511650068X, 2016.
- [7] DUC Fabien, BOURBAN Pierre Etienne, Manson Jan Anders E. *Damping of thermoset and thermoplastic flax fibre composites*. Composite Part A 64, 115–23, 2014.
- [8] CHEOUR Khouloud, ASSARAR Mustapha, SCIDA Daniel, AYAD Rezak, GONG Xiao Lu. *Identification des coefficients d'amortissement de matériaux composites à fibres végétales*. 1ère Conférence Euro Maghrébine des Bio Composites, 28-31 mars 2016, Marrakech.
- [9] Dhakal H N, Zhang Z Y, Guthrie R, MacMullen J, Bennett N. *Development of flax/carbon fibre hybrid composites for enhanced properties*. Carbohydrate Polymers 96, 1–8, 2013.
- [10] ASSARAR Mustapha, ZOUARI Wajdi, SABHI Hamid, AYAD Rezak, BERTHELOT Jean Marie. *Evaluation of the damping of hybrid carbon-flax reinforced composites*. Composite Structures 132, 148–154, 2015.
- [11] EL MAHI Abderrahim, ASSARAR Mustapha, SEFRANI Younes, BERTHELOT Jean Marie. *Damping analysis of orthotropic composite materials and laminates*. Composites: Part B 39, 1069–1076, 2008.

Les bétons de terre renforcés de fibres de paille et de palmier dattier: un matériau écologique et durable

Benzerara Mohammed¹

Belouettar Redjem²,

Saadi Imene¹

¹Laboratoire Matériaux, Géomatériaux et Environnement, Université Badji Mokhtar- Bp 12 Annaba, Algérie

²Laboratoire de Génie Civil, Université Badji Mokhtar- Bp 12 Annaba, Algérie

Résumé :

La terre est un matériau de construction millénaire. C'est l'un des matériaux le plus utilisé à travers le monde sous forme de briques de terre crue, en pisé, etc. Des efforts ont été orientés vers le développement de nouvelles méthodes de construction en utilisant des matériaux locaux conçus dans cette optique - les éco-matériaux - vont devoir, à terme, remplacer les matériaux usuels afin d'apporter une réponse adéquate aux crises de logement. L'utilisation des fibres naturelles et en particulier les fibres végétales comme renfort du matériau terre présente plusieurs avantages.

Cet article consiste à étudier les caractéristiques chimiques, physiques et mécaniques des matériaux utilisés. L'élaboration de nos bétons de terre consiste dans la première série à faire varier le pourcentage de sable dans la terre (de 10 à 18%), dans la deuxième série, on ajoute deux fibres différentes (paille, palmier dattier) avec des différents pourcentages (2, 4 et 6%). Les résultats obtenus montrent que le stabilisant et les renforts confèrent au béton de terre une bonne ductilité et plus de résistance dépassant ceux de certains matériaux visés de la maçonnerie.

Mots clés : éco matériaux, béton de terre, environnement, ductilité

1. INTRODUCTION

La terre, matière première naturelle, est utilisée par l'homme dans la construction depuis des milliers d'années. Souvenez-vous de la grande muraille de Chine, des pyramides aztèques ou encore des casbahs marocaines. Sa transformation en matériau pour l'habitat ne nécessitant que peu d'énergie et sa disponibilité quasi immédiate, lui confèrent encore aujourd'hui un succès incontestable.

La terre a toujours été utilisée pour bâtir sur notre planète, car elle est présente partout et directement sur le lieu de construction. On estime que 30% des habitations dans le monde sont construites à base de terre [1].

Stabiliser la terre c'est modifier les propriétés d'un système terre-eau-air pour obtenir des propriétés permanentes compatibles avec une application particulière : meilleures caractéristiques mécaniques (augmenter la résistance de traction, de compression et de cisaillement), une meilleure cohésion, réduire la porosité et les variations de volume (gonflement-retrait à l'eau) ainsi améliorer la résistance à l'érosion du vent et de la pluie : réduire l'abrasion de surface et imperméabiliser [2].

L'utilisation des fibres naturelles, et en particulier les fibres végétales comme renfort du matériau terre présente plusieurs avantages : ces fibres sont largement disponibles à faible coût, et leur utilisation en construction constitue de nouveaux débouchés pour les matières agricoles. D'autre part, la valorisation des fibres végétales permet la réduction des impacts environnementaux par rapport à des composites conventionnels puisque ce sont des matières premières renouvelables, biodégradables, neutres vis-à-vis des émissions de CO₂ et demandent peu d'énergie pour être produites [3].

2 . MATERIAUX UTILISES ET ESSAIS

1. analyse des matériaux utilisés

Dans cette étude, on utilise une terre argilo-sableuse de la région de Souk-Ahras la figure1 montre son analyse granulométrique. L'analyse granulométrique par tamisage selon la norme [NF P 18-560] est représentée par la courbe suivante

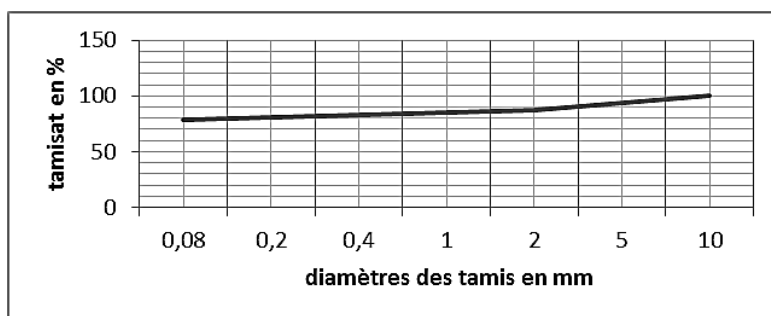


Figure 1 : Courbe granulométrique de la terre.

Le sable concassé utilisé dans cette étude a été préparé dans le laboratoire de Matériaux du département de Génie Civil de l'université d'Annaba. Ce gravier provient de la carrière de Ben-Azzouz dans la région d'Annaba. Les principales caractéristiques physiques de Sable concassé sont données dans le tableau 1 ci-dessous.

Tableau 1 : Caractéristiques physiques de sable concassé utilisé.

Caractéristiques	Unité	Valeur
Masse volumique apparente [NF EN 1097-3]	kg/m ³	1375
Masse volumique absolue[NF EN 1097-3]	kg/m ³	2586
La porosité	%	46.82
Equivalent de sable (ES)[P 18-597]	%	96
Module de finesse (MF)[XP P 18-540]	-	3.97
d/D	mm	0/5

Nous avons constaté que la valeur moyenne de ES montre que le sable est très propre (ES > 85). Il y'a donc absence presque totale des fines argileuses. La courbe granulométrique du sable est étalée ce qui explique que les granulats sont pauvres en éléments fins. : le sable utilisé est un sable gros (1.25 > d < 5).

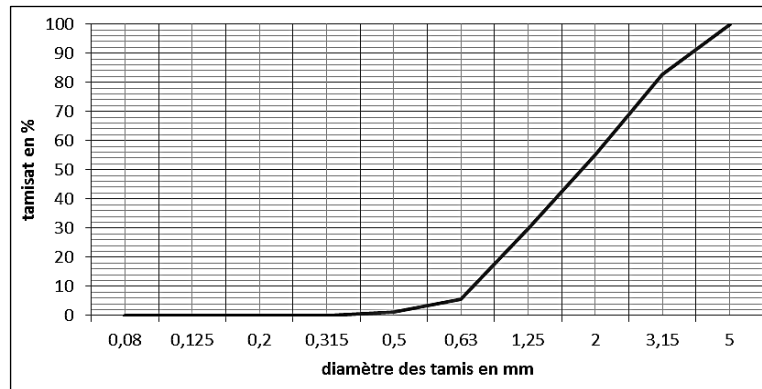


Figure 2 : Courbe granulométrique de gravier concassé.

2. Les fibres naturelles

Pour la confection de nos bétons, nous avons utilisé des fibres végétales qui sont : fibre de paille de la région d'Annaba et des fibres de palmier dattier de la région de Biskra, dont les caractéristiques physiques sont indiquées au tableau 2.

3. Caractéristiques physiques des fibres de palmier dattier et de paille

Tableau 2 : Caractéristiques physiques des fibres utilisées.

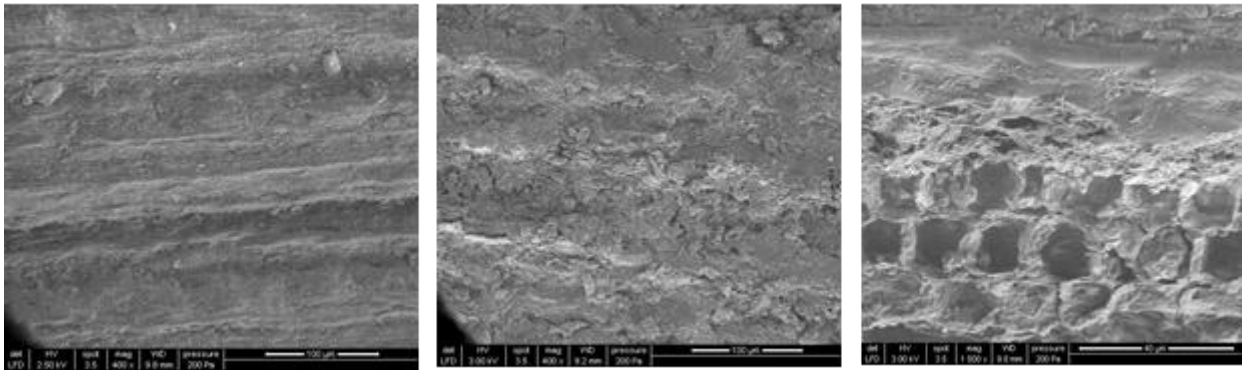
Caractéristiques	Unité	Fibres de palmier dattier	Fibres de paille
Masse volumique apparente	kg/m ³	352	215
Absorption d'eau	%	146	422
diamètre	mm	1 – 2	1 – 4
Longueur	mm	10 - 40	10- 50

Nous avons constaté que l'absorption d'eau des fibres de palmier dattier est inférieure à celle de la fibre de paille, par contre les fibres des palmiers dattier ont une masse volumique apparente supérieure que celle des fibres de paille (figure 3).



Figure 3: fibres de palmier dattier et de paille.

Dans un but d'observation des surfaces des fibres utilisées ont été élaborées une analyse de vue au microscope électronique à balayage (MEB) (figures 4). Ces dernières sont de surface rugueuse ce qui permet de créer une très bonne liaison entre fibres et terre et peut donner des résistances élevées à l'arrachement (pull out) [4].



Figures 4: micro structure d'une fibre de palmier dattier.

3. CHOIX DES COMPOSITIONS DES MELANGES REALISEES

La préparation des mélanges a été réalisé manuellement par la vois rustique dans le laboratoire.

On a pris une quantité d'une terre tuf et on a variée le pourcentage de gravier concassé, et le pourcentage de différentes fibres.

On a réalisé quatre types de mélange :

- Mélanges sans fibres : sans et avec de gravier concassé.
- Mélanges avec fibres de palmier dattier : sans et avec de gravier concassé.
- Mélanges avec fibres de paille : sans et avec de gravier concassé.

1. Eau de gâchage

Les conditions imposées à l'eau de gâchage sont précisées par la norme FP18-303. Cette eau doit être propre et sans matières organiques.

L'eau utilisée pour notre étude est l'eau potable de robinet de la ville d'Annaba.

2. Détermination de la teneur en eau

Pour déterminer la teneur en eau des sols, l'essai qui a priori, semblait le plus approprié était l'essai Proctor normal et/ou modifié. Mais cet essai s'est avéré peu utilisable et non représentatif des conditions de fabrication des briques compressées. En effet, d'une part, il est à peu près impossible de fabriquer des éprouvettes à partir du moule Proctor, mais surtout, il semble ne pas exister de relation entre 1'« énergie Proctor » et la force de compression.[5, 6]

Pour cela les matières premières dosées en quantité nécessaire sont homogénéisées à sec pendant 3min pour obtenir un mélange le plus homogène possible avec une bonne répartition des particules dans le volume de l'éprouvette. Puis malaxé pendant 2mm.

Les éprouvettes utilisées dans cette étude sont de forme cylindrique, de dimensions (11×13) cm. Les éprouvettes, après la mise en œuvre, subissent une contrainte de compression de 5 KN et une vitesse de compactage de 0.02 mm/s.



Figures 5 : Essai de compactage statique pour déterminer de la teneur en eau.

D'après les résultats obtenus de la densité sèche des échantillons de la terre et celles renforcés par les fibres de palmier dattier et de paille, nous avons remarqué que la teneur en eau optimale pour les mélanges est variable entre 17% et 19%, Alors nous avons fixé la teneur en eau optimal à 18% pour tous les mélanges.

3. Formulation des bétons de terre utilisée

Les bétons préparés contiennent 2000 gr de terre et une teneur en sable concassé variable entre 0 à 18 % avec un dosage en eau de 360 ml. Les compositions des mélanges réalisées avec les fibres de palmier dattier sont données dans le tableau ci-dessous

Tableau 3 : compositions des mélanges utilisés : terre + fibres de palmier dattier

Mélanges	Terre	Fibre	Eau en ml
100% terre + 2% de fibre de palmier dattier	1960 (98%)	40 (2%)	360
100% terre + 4% de fibre de palmier dattier	1920 (96%)	80 (4%)	
100% terre + 6% de fibre de palmier dattier	1880 (94%)	120 (6%)	

Tableau 4: compositions des mélanges utilisés : terre + fibres de palmier dattier +sable.

Mélanges	Composition en g			Eau en ml
	Terre	Fibre	Gravier concassé	
Terre + 12% de gravier concassé + 2% de fibre de palmier dattier	1720 (86%)	40 (2%)	240 (12%)	360
Terre + 12% de gravier concassé + 4% de fibre de palmier dattier	1680 (86%)	80 (4%)	240 (12%)	
Terre + 12% de gravier concassé + 6% de fibre de palmier dattier	1640 (84%)	120 (6%)	240 (12%)	

4. Cure et conservation des éprouvettes

Les éprouvettes sont démoulées juste après leurs fabrications. Elles sont conservées dans une étuve (figure 7) à une température de 40 ± 1 °C. Les éprouvettes sont séchées jusqu'à une masse constante (pendant 15 jours).

Pour chaque mélange 3 éprouvettes ont été réalisées et testées : en traction par flexion et en compression simple

4- RESULTATS ET DISCUSSIONS

1- Comportement mécanique du béton de terre

2- Influence de pourcentage de sable sur le comportement mécanique du béton de terre

L'augmentation de la teneur en sable dans la composition du béton de terre induit une croissance des contraintes de flexion et de compression et ce jusqu'à 12 % de sable (figure 6). Au-delà de cette valeur, on observe une chute des contraintes

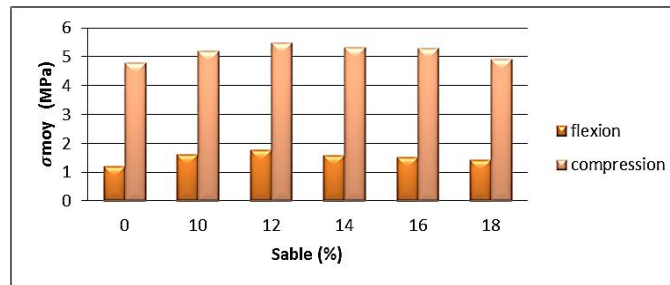


Figure 6 : Contraintes moyennes de compression et flexion des éprouvettes des compositions contenant de 10 à 18 % de sable.

3 .Influence du taux de fibres (palmier dattier et paille) sur le comportement mécanique de béton de terre

4. Influence du pourcentage de fibres sur les résistances mécaniques en flexion

Dans cette série d'essais nous avons introduit des teneurs en fibres de palmier dattier et de paille dans le but de renforcer la terre.

A partir de 0% de fibre, on observe une augmentation des contraintes de flexion pour les éprouvettes contenant de la terre + fibres (palmier dattier, paille), Cette augmentation des contraintes de flexion est due au rôle joué par les fibres (comme une armature reprenant les efforts de traction et à la bonne liaison entre la terre et les fibres. A partir de 2% de fibres les contraintes diminuent, à cause de l'adhérence entre fibres et pâte de terre qui devient faible (augmentation du nombre de fibres).

Les résistances en flexion des éprouvettes contenant (terre + 12% de sable et fibres (palmier dattier, paille)) diminuent quand on ajoute des fibres à cause d'une faible adhérence entre pâte (argile)-sable-fibres et la pâte devienne insuffisante pour coller les différentes constitutions. Figures 9

Ces chutes des contraintes à la flexion variant dans de larges limites.

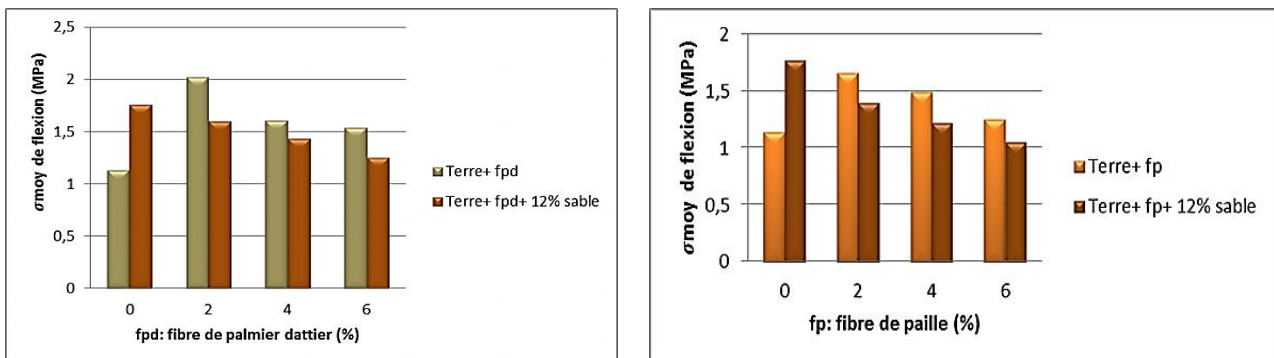


Figure 9 : Évolution des contraintes de flexion des éprouvettes de composition contenant de 0 à 6 % de fibres

5. Influence du pourcentage de fibres sur les résistances mécaniques en compression

Les essais effectués sur des compositions contenant des fibres (palmier dattier, paille) ont permis de faire les remarques suivantes :

L'augmentation du taux de fibres dans la brique de terre influe négativement sur les contraintes de compression. Il apparaît clairement que l'incorporation de fibres dans le béton de terre n'améliore pas la résistance à la compression. Cette chute des contraintes est due probablement à deux causes :

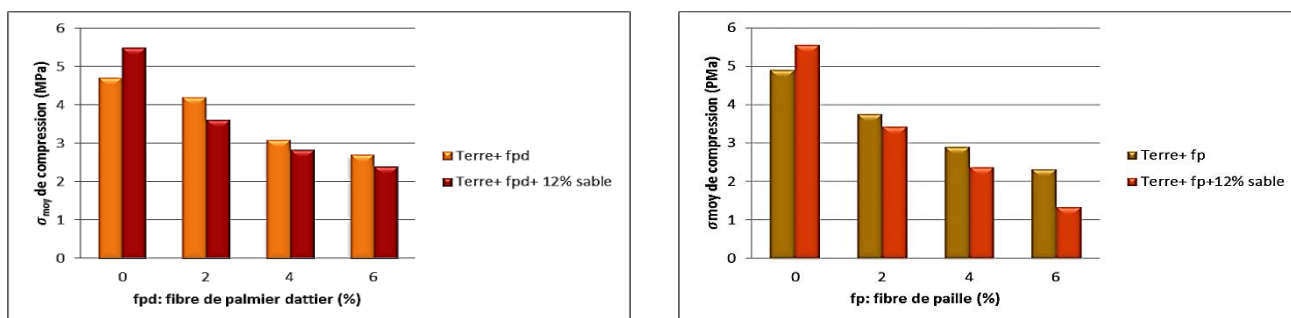
- Le dosage excessif en fibres peut engendrer une très mauvaise maniabilité tout en entraînant une formation d'oursins.
- Les fibres ne travaillent efficacement que pendant l'effort de traction lorsqu'elles relient les lèvres de petites fissures en empêchant leur extension. Lors de l'écrasement de la matrice sous les efforts de compression, les contraintes locales sont très élevées pour pouvoir être reprises par les fibres.

Ces deux phénomènes tendent plutôt alors à limiter et à diminuer la résistance du béton à la compression.

Cela peut être due aussi à la liaison fibre- pâte de terre, (figure 10) On observe plutôt un comportement ductile du matériau contenant un taux de fibres élevé.

Le taux et l'hétérogénéité de la répartition des fibres dans la masse de la terre influent largement sur le comportement du matériau en flexion et en compression.

Comme le montre la figure 10, l'augmentation du taux de fibres dans la brique de terre influe négativement sur les contraintes de compression. Il apparaît clairement que l'incorporation de fibres dans le béton de terre n'améliore pas la résistance à la compression.



Figures 10 : Évolution des contraintes de compression des éprouvettes de composition contenant de 0 à 6 % de fibres de palmier dattier et de fibres de paille.

D'après les résultats précédents, on constate que les résistances du béton de terre renforcée de fibres de palmier dattier sont meilleures à celles du béton renforcé de fibres de paille. Cette supériorité est due à une bonne adhérence entre la pâte et la fibre de palmier dattier à cause de la surface rugueuse des fibres de palmier comme le montrent les images au MEB (figure 4), alors que la surface des fibres de paille est lisse.

5. CONCLUSION GENERALE

-Les matériaux à base de terre possèdent des propriétés remarquables par rapport à beaucoup d'autres matériaux. Ils peuvent être utilisés dans les différentes constructions. Les moyens de renforcement de ces matériaux sont divers dans un but d'améliorer leurs propriétés mécaniques, leur ductilité et leur durabilité

-Cette étude a permis d'utiliser des matériaux locaux, d'étudier l'influence de certains paramètres (sable et fibre de palmier dattier) sur les caractéristiques du béton de terre.

-A partir de cette recherche expérimentale, les conclusions principales suivantes peuvent être tirées :

-Le pourcentage de sable ajouté influe sur les résistances mécaniques du béton de terre. Ces contraintes augmentent jusqu'à un taux de 12% ensuite on remarque des chutes de résistances.

- L'incorporation des fibres dans les bétons de terre est bénéfique pour l'amélioration de la ductilité de ces matériaux. Les résultats obtenus montrent que l'ajout de fibres influe sur les résistances mécaniques de ces bétons

-L'ajout des fibres de palmier dattier dans les briques de terre augmente la résistance en flexion au dosage de 2%.Les bétons de terre renforcé de fibre de palmier dattier ont des bonnes résistances comparable aux des bétons de terre renforcé de fibres de paille.Ceci est dû essentiellement à l'état de surface des fibres comme le montrent les figures vues au MEB. Au-delà de cette valeur, cette résistance diminue, alors que la résistance en compression diminue aussi.

6. Bibliographie

[1] CHAIB, H. *Contribution à l'Etude des Propriétés Thermo-mécaniques des Briques en Terre Confectionnée par des Fibres Végétale Locale. (Cas de la ville d'Ouargla)* » Thèse de doctorat, université de Ouargla, 2017.

[2] BAHAR R., BENAZZOUG M.,KENAI S. *Durabilité du matériau terre stabilisée.* NVACO2: Séminaire International, INNOVATION & VALORISATION EN GENIE CIVIL & MATERIAUX DE CONSTRUCTION Rabat – Maroc / 23-25 Novembre 2011.

[3] BOUTARFA M., BELOUATTAR R. *Elaboration des mortiers renforcés par des fibres naturelles : cas d'alpha.* MLDC: Séminaire national, LES MATERIAUX LOCAUX DANS LA CONSTRUCTION, Ouargla – Algérie / 20-21 Février 2013.

[4] BELOUATTAR R. *Essais d'observation et d'analyse de vue au microscope électronique à balayage (MEB) sur des fibres végétales.* Rapport de recherche, Institut des sciences et technologie Luxembourg, université d'Annaba, 2016.

[5] OLIVIER, M. ET MESBAH A., *Le matériau terre : Essai de compactage statique pour la fabrication de briques de terre compressées,* Bull. liaison Labo. P. et Ch. 146 1986.

[6] MESBAH, A., MOREL, J.C. ET OLIVIER, M. *Méthodologie d'essais de laboratoire pour permettre l'utilisation de matériaux locaux en géotechnique routière.* Séminaire international sur les pistes rurales, Rabat, 22-23 sept 1997.

**INTERNATIONAL CONGRESS FOR APPLIED MECHANICS JET'2018
2, 3 AND 4 MAY, MARRAKECH – MOROCCO**

Étude de la convection mixte d'un écoulement laminaire oscillatoire d'un nanofluide (Or-huile de Kérosène) dans un canal vertical en présence d'un champ magnétique.

W. Bentoto^{1*},
M. Taibi¹,
R. Sehaqui¹.

¹ *University of Hassan II, Faculty of Sciences Ain-Chock,
Laboratory of Mechanics, B.P.5366, Maarif, Casablanca, Morocco.*

* *Email: wafaabentoto@gmail.com*

RÉSUMÉ :

Une étude analytique de la convection mixte d'un écoulement laminaire oscillatoire dans un canal vertical rempli du nanofluide (Or-Kérosène) en présence d'un champ magnétique est considérée dans cette étude. Le problème est modélisé à l'aide des équations de la conservation de la quantité de mouvement, de l'énergie et de la concentration avec les conditions aux limites associées, puis résolu par la méthode de perturbation.

Les résultats obtenus sont présentés sous forme de profils de vitesse, de température et de concentration pour différentes valeurs du nombre de Reynolds Re , du Grashof Gr , du paramètre de rayonnement N , de la fraction volumique des nanoparticules ϕ et de paramètre magnétique M . Ces résultats montrent que ces paramètres ont des effets considérables sur les champs d'écoulement et thermiques. Il a été constaté que l'augmentation de Re , Gr , N et ϕ améliore le transfert de chaleur.

ABSTRACT:

In this work, we present an analytical study of the mixed convection of an oscillatory laminar flow in a vertical channel with filled with nanofluid (Gold-Kerosene) in the presence of a magnetic field. The problem is modeled in terms of equations with associated boundary conditions then solved by the perturbation method.

The results obtained are presented as velocity, temperature and concentration profiles for different values of Reynolds Re , Grashof Gr , the radiation parameter N , the volume fraction of the nanoparticles and the magnetic parameter. These parameters have considerable effects on the flow and thermal fields. It has been found that the increase of Re , Gr , N and ϕ improves the heat transfer.

Mots clés : Canal vertical, Champ magnétique, Convection mixte, Ecoulement laminaire oscillatoire, Méthode de perturbation, Nanofluide.

Keywords: Magnetic field, Mixed convection, Nanofluid, Oscillatory laminar flow, Perturbation method, Vertical channel.

I. Introduction

Aujourd'hui plus que jamais, le transfert de chaleur joue un rôle primordial dans le développement des systèmes de transfert de chaleur et des fluides qui sont requis dans de nombreuses applications industrielles. Dans ces applications, le besoin d'améliorer le transfert de chaleur par convection est le but principal de plusieurs recherches. Pour cela, des particules de taille nanométrique dispersées dans un fluide de base, connu sous le nom de nanofluide, ont été développées et largement utilisées pour améliorer ce transfert de chaleur. En effet, le mot nanofluide a été initialement utilisé par Choi [1], ce dernier a eu l'idée d'améliorer la conductivité thermique. Plus spécifiquement, il a vérifié expérimentalement que l'addition des nanoparticules dans des fluides à base classique améliore la conductivité thermique. Alors, vu son importance, l'étude du nanofluide a suscité beaucoup d'intérêt chez les chercheurs en raison du fait que la nanotechnologie a plusieurs applications pratiques dans l'industrie, en raison de cela, de nombreux auteurs ont étudié et rapporté des résultats sur l'amélioration du transfert de chaleur en convection mixte avec la présence des nanoparticules [2-5]. Abu-Nada et Chamkha [6] ont étudié le flux de convection mixte d'un nanofluide. Ils ont considéré la cavité conduit par le couvercle avec le mur ondulé. Leurs résultats ont montré que la présence de nanoparticules a une augmentation significative du transfert de chaleur pour toute valeur du nombre de Richardson. Le transfert de chaleur par convection mixte d'un nanofluide Cu-eau dans un canal vertical à plaques parallèles a été étudié par Raisi et al. [7]. Ils ont constaté que l'augmentation de la fraction volumique du solide entraîne une augmentation du taux de transfert de chaleur. Khan et al. [8] ont étudié le transfert de chaleur dans un flux de convection mixte MHD d'un ferrofluide le long d'un canal vertical. Ils ont conclu que la température et la vitesse des ferrofluides dépendent fortement de la viscosité et de la conductivité thermique ainsi que du champ magnétique.

Il convient de noter que la plupart des études mentionnées ci-dessus utilisent des calculs numériques, parmi lesquels plusieurs effectuent un travail expérimental. Cependant, très peu d'études sont disponibles sur le plan analytique.

Suite à cet aperçu bibliographique, le présent travail concerne l'étude analytique de la convection mixte d'un flux laminaire oscillatoire d'un nanofluide (nanoparticules d'or et huile de kérosène comme fluide de base) dans un canal vertical en présence d'un champ magnétique. Le choix des nanoparticules d'or est justifié par sa conductivité thermique élevée.

Le but principal de la présente contribution est de déterminer l'effet des différents paramètres physiques sur la concentration, la température et la vitesse de l'écoulement. Les solutions analytiques des équations gouvernées sont calculées en utilisant la technique de perturbation et discutées dans divers graphiques et tableaux. Cette analyse fournit une estimation de la variation du transfert de chaleur, de la concentration et de la vitesse avec le taux de nanoparticules et le champ magnétique dans les canaux verticaux qui présentent un intérêt pratique pour l'analyse technique.

II. Formulation mathématique du problème et résolution analytique

1. Géométrie de l'écoulement

Le problème considéré dans cette étude consiste à étudier l'écoulement laminaire oscillatoire d'un nanofluide en convection mixte dans un canal vertical à deux plaques parallèles. On assimile le nanofluide à un fluide newtonien incompressible. Par ailleurs, un gradient de pression de type oscillatoire a été appliqué dans la direction de l'écoulement. Le nanofluide a été conduit électriquement en raison du champ magnétique B appliqué à la

direction transversale de l'écoulement. De plus, Les températures (T_0 ; T_w) et les concentrations (C_0 ; C_w) des deux plaques sont supposées être suffisamment élevées ce qui va générer le transfert de chaleur radiatif. La géométrie de notre problème est représentée sur la figure 1.

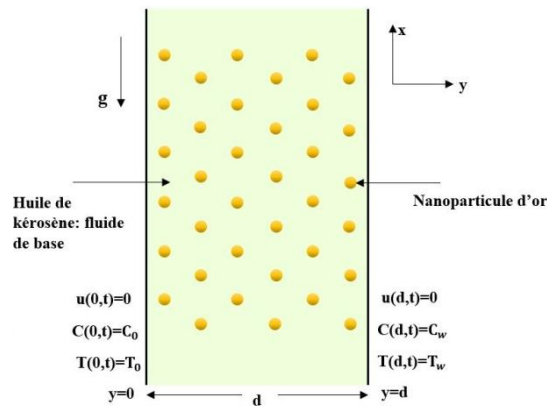


Figure 1: Configuration géométrique du problème étudié

2. Modèle mathématique

Sous les hypothèses ci-dessus, notre problème est régi par l'ensemble des équations aux dérivées partielles suivantes:

$$\rho_{nf} \frac{\partial u}{\partial t} = -\frac{\partial p}{\partial x} + \mu_{nf} \frac{\partial^2 u}{\partial y^2} - \sigma_{nf} B^2 u + (\rho\beta_T)_{nf} g(T - T_0) + (\rho\beta_C)_{nf} g(C - C_0) \quad (1)$$

$$(\rho c_p)_{nf} \frac{\partial T}{\partial t} = k_{nf} \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + 4\alpha_0^2 (T - T_0) \quad (2)$$

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D_{nf} \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{D_{nf} K_T}{T_m} \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} - k_r (C - C_0) \quad (3)$$

A ces équations, on adjoint les conditions aux limites suivantes :

$$\begin{aligned} u(0,t) = 0 \quad , \quad u(d,t) = 0 \\ T(0,t) = 0 \quad , \quad T(d,t) = T_w \\ C(0,t) = 0 \quad , \quad C(d,t) = C_w \end{aligned} \quad (4)$$

Où ρ_{nf} est la densité du nanofluide, μ_{nf} est la viscosité dynamique du nanofluide, k_{nf} est la conductivité thermique du nanofluide, q est le flux radiatif de chaleur dans la direction x , et d est la largeur du canal.

Dans cette étude, on adopte le modèle de Hamilton et Crosser [9], pour la conductivité thermique et la viscosité dynamique. Selon ce modèle, on aura :

$$\mu_{nf} = \mu_f (1 + a\phi + b\phi^2) \quad , \quad \frac{k_{nf}}{k_f} = \frac{k_s + (n-1)k_f + \phi(n-1)(k_s - k_f)}{k_s + (n-1)k_f - \phi(k_s - k_f)} \quad (5)$$

Dans les équations (1) et (2), la densité ρ_{nf} , le coefficient d'expansion thermique du nanofluide β_{nf} et la capacité calorifique $(\rho c_p)_{nf}$ sont dérivées en utilisant les relations données par [10, 11] comme suit:

$$\rho_{nf} = (1-\phi)\rho_f + \phi\rho_s \quad , \quad (\rho c_p)_{nf} = (1-\phi)(\rho c_p)_f + \phi(\rho c_p)_s \quad , \quad \beta_{nf} = (1-\phi)\beta_f + \phi\beta_s \quad (6)$$

Où ϕ est la fraction de volume de nanoparticules, a et b sont des constantes qui dépendent de la forme de particule comme données dans le tableau 1.

Le paramètre n apparaissant dans l'équation (5) est le facteur de forme empirique donné par $n = 3/\psi$, où ψ est la sphéricité représentant le rapport entre l'aire d'une sphère et l'aire de la particule ayant même volume. Elle est représentée dans le tableau 2.

Modèle	Cylindre
a	13.5
b	904.4

Modèle	Cylindrique
ψ	0.62

Tableau.2: Sphéricité des nanoparticules

Tableau.1 : Facteurs de forme empiriques

En plus, certaines propriétés physiques du fluide de base et les nanoparticules d'or sont données dans le tableau 3.

Matériau	Symbole	$\rho (kg / m^3)$	$c_p (kg^{-1}k^{-1})$	$k (W / mk)$
Gold	Au	19 300	129	318
kerosene	-	783	2090	0.145

Tableau.3 : Propriétés thermophysiques de fluide de base et les nanoparticules [10, 11].

Utilisons les variables adimensionnelles suivantes :

$$\begin{aligned} x^* &= \frac{x}{d}; & y^* &= \frac{y}{d}; & T^* &= \frac{T - T_0}{T_w - T_0}; & C^* &= \frac{C - C_0}{C_w - C_0}; \\ u^* &= \frac{u}{U_0}; & p^* &= \frac{d}{\mu_f U_0} p; & t^* &= \frac{t U_0}{d} \end{aligned} \quad (7)$$

En introduisant les nombres sans dimensions ci-dessus dans les équations 1, 2 et 3, le système devient:

$$\phi_1 \text{Re} \frac{\partial u^*}{\partial t^*} = -\frac{\partial p^*}{\partial x^*} + \phi_2 \frac{\partial^2 u^*}{\partial y^{*2}} + \phi_3 Gr T^* + \phi_4 Gc C^* - M^2 u^* \quad (8)$$

$$\frac{\phi_5 Pe}{\lambda_{nf}} \frac{\partial T^*}{\partial t^*} = \frac{\partial^2 T^*}{\partial y^{*2}} + \frac{N^2}{\lambda_{nf}} T^* \quad (9)$$

$$\frac{\text{Re} Sc}{1 - \phi} \frac{\partial C^*}{\partial t^*} = \frac{\partial^2 C^*}{\partial y^{*2}} + Sc Sr \frac{\partial^2 T^*}{\partial y^{*2}} - \frac{\text{Re} \gamma Sc}{1 - \phi} C^* \quad (10)$$

Aux équations précédentes, on associe les conditions aux limites suivantes:

$$u(0,t) = 0 \quad ; \quad u(1,t) = 0 \quad ; \quad T(0,t) = 0 \quad ; \quad T(1,t) = 1 \quad ; \quad C(0,t) = 0 \quad ; \quad C(1,t) = 1 \quad (11)$$

Il apparaît les nombres sans dimensions suivants :

$$\text{Re} = \frac{\rho_f U_0 d}{\mu_f}; \quad Gr = \frac{g (\beta_T)_f (T_w - T_0) d^2}{\nu_f U_0}; \quad Gc = \frac{g (\beta_C)_f (C_w - C_0) d^2}{\nu_f U_0};$$

$$Sc = \frac{\nu_f}{D_f}; \quad M^2 = \frac{\delta B_0^2 d^2}{\mu_f}; \quad N^2 = \frac{4\alpha_0^2 d^2}{k_f};$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \phi_1 = \left[(1-\phi) + \phi \frac{\rho_s}{\rho_f} \right] \\ \phi_3 = \left[(1-\phi) + \phi \frac{(\rho\beta_T)_s}{(\rho\beta_T)_f} \right] \end{array} \right. ; \quad \left\{ \begin{array}{l} \phi_2 = [1 + a\phi + b\phi^2] \\ \phi_4 = \left[(1-\phi) + \phi \frac{(\rho\beta_c)_s}{(\rho\beta_c)_f} \right] \end{array} \right.$$

Qui sont respectivement, le nombre de Reynolds, le nombre de Grashof thermique, le nombre de Schmidt, le paramètre magnétique et le paramètre de rayonnement.

3. Résolution analytique par la méthode de perturbation :

Afin de résoudre les équations (8, 9 et 10), avec les conditions aux limites (11), nous avons utilisé la méthode de perturbation. Posons,

$$u(y,t) = u_0(y) + \varepsilon \exp(i\omega t)u_1(y) \quad (12)$$

$$T(y,t) = T_0(y) + \varepsilon \exp(i\omega t)T_1(y) \quad (13)$$

$$C(y,t) = C_0(y) + \varepsilon \exp(i\omega t)C_1(y) \quad (14)$$

Le gradient de pression, de type sinusoïdale, appliqué dans la direction de l'écoulement est imposé sous la forme suivante :

$$-\frac{\partial p}{\partial x} = \lambda \varepsilon \exp(i\omega t) \quad (15)$$

Avec ω est la pulsation et λ est l'amplitude de l'oscillation.

En substituant les équations (12) – (14) dans les équations (8) – (10), on obtient alors le système d'équations suivant :

$$\begin{aligned} u(y,t) = & \frac{\sinh(my)}{\sinh(m)} \left[-\frac{A}{(b_1^2 + m^2)} + B \left\{ \frac{1}{(b_4^2 - m^2)} \left(1 + \frac{b_1^2 b_3^2}{b_1^2 + b_4^2} \right) + \frac{b_1^2 b_3^2}{(b_1^2 + b_4^2)(b_1^2 + m^2)} \right\} \right] \\ & - B \left\{ \frac{\sinh(b_4 y)}{(b_4^2 - m^2) \sinh(b_4)} \left(1 + \frac{b_1^2 b_3^2}{b_1^2 + b_4^2} \right) + \frac{b_1^2 b_3^2 \sin(b_1 y)}{(b_1^2 + m^2)(b_1^2 + b_4^2) \sin(b_1)} \right\} \\ & + \varepsilon \exp(i\omega t) \left[\frac{\lambda}{m_1^2} (1 - \cosh(m_1 y)) + \frac{\lambda}{m_1^2} \frac{\sinh(m_1 y)}{\sinh(m_1)} (\cosh(m_1) - 1) \right] \\ & + \frac{A}{(b_1^2 + m^2) \sin(b_1)} \sin(b_1 y) \end{aligned} \quad (16)$$

$$T(y) = \frac{\sin(b_1 y)}{\sin(b_1)} \quad (17)$$

$$C(y) = \frac{\sin(b_4 y)}{\sinh(b_4)} \left(1 + \frac{b_3^2 b_1^2}{b_1^2 + b_4^2} \right) - \frac{b_3^2 b_1^2}{(b_1^2 + b_4^2) \sin(b_1)} \sin(b_1 y) \quad (18)$$

III. Résultats et Discussion :

Dans cette section, nous allons illustrer graphiquement l'influence de divers paramètres sur la vitesse, la température et sur la concentration.

La Figure 2 représente la variation de la température en fonction de la composante transversale y pour différentes valeurs du paramètre de rayonnement N . Il est évident que

l'effet sinusoïdal maximise avec l'augmentation de la fraction volumique ϕ et paramètre de rayonnement N . Ce résultat est en bon accord avec celui obtenu par Aiza et al. [12].

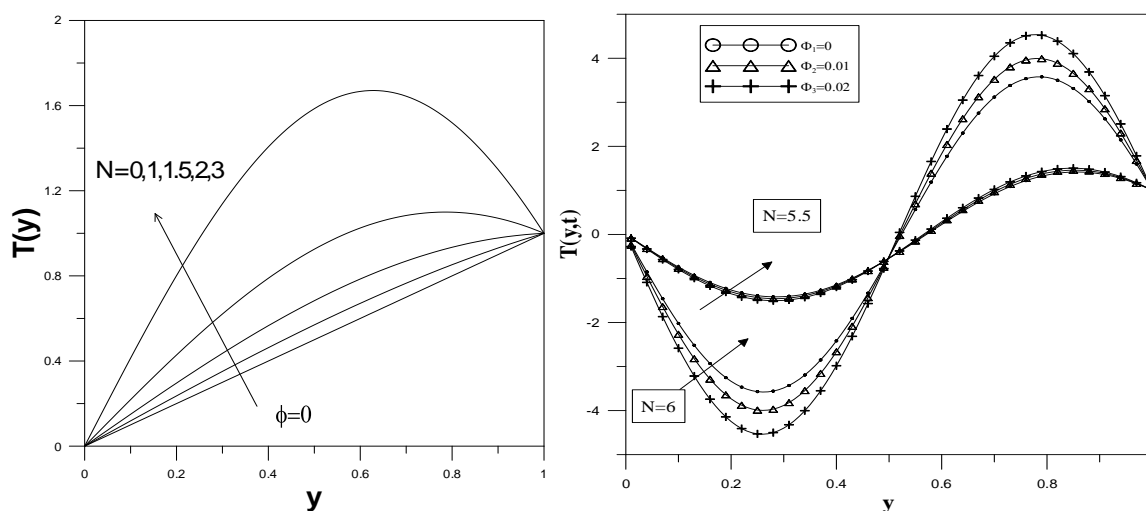


Figure 2 : Variation de la température en fonction du paramètre de rayonnement N .

Cependant, l'augmentation de ce paramètre radiatif N conduit à une grande diminution au niveau de la concentration pour chaque valeur fixée du nombre de fraction volumique comme c'est illustré dans la figure 3. Les profils de concentrations deviennent plus courbés et ceci est dû à la présence du champ de vitesse. En augmentant le nombre de fraction volumique des nanoparticules, l'effet du paramètre radiatif devient plus important, la concentration aura un comportement sinusoïdal dû au fait que le champ de température dans ce cas varie sinusoïdalement en fonction de N . Ce résultat concorde bien avec le résultat obtenu par Sidra Aman [13].

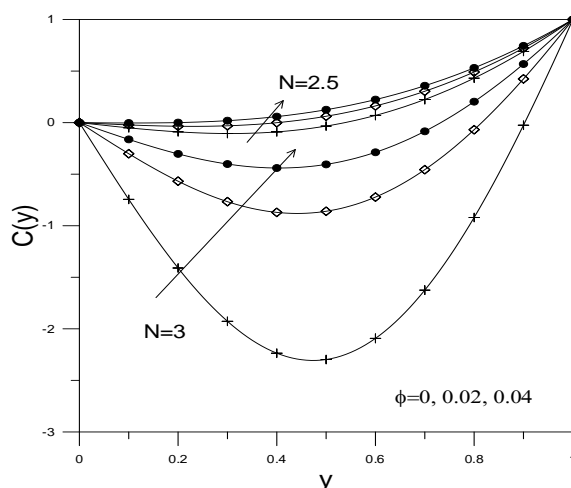


Figure 3 : Variation de la concentration en fonction du paramètre radiatif N .

L'influence du paramètre de rayonnement radiatif N sur la vitesse est illustrée sur la Figure 4.a. De toute évidence, une augmentation de N , contribue à l'augmentation de la vitesse du nanofluide, ce qui signifie physiquement que le fluide émis de plus en plus de chaleur ainsi le taux de transfert d'énergie augmente. En outre, on peut également observer qu'une augmentation du paramètre N , donc une diminution de la viscosité du nanofluide, ce qui a entraîné une augmentation de sa vitesse. Ce résultat est semblable avec celui obtenu par Makinde et Mhone [14].

Le profil de vitesse pour différentes valeurs du paramètre magnétique M est présenté sur la figure 4.b. Il a été observé qu'une augmentation du paramètre M entraînait une diminution de la vitesse du nanofluide. Ceci est justifié par le fait que l'effet d'un champ magnétique transversal sur le fluide donne lieu à une force résistive (Force de Lorentz qui est similaire à la force de traînée), ainsi l'augmentation la valeur de M conduit à une augmentation de la force de traînée ce qui ralentit le déplacement du fluide et par conséquent la vitesse diminue.

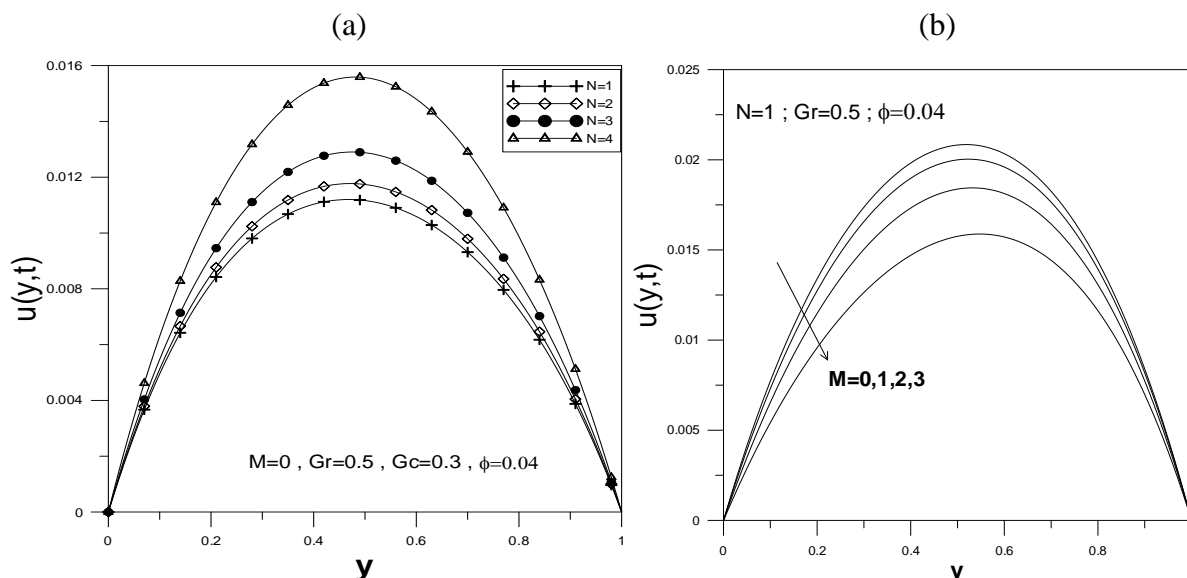


Figure 4 : Variation de la vitesse en fonction du paramètre radiatif N (a) du paramètre magnétique M (b).

La figure 5, illustre l'évolution temporelle du champ de vitesse à l'intérieur du canal vertical à deux plaques parallèles. On constate sur cette figure, que le champ de vitesse accélère considérablement proche de la paroi droite et il est totalement ralenti près de la paroi gauche. Ce comportement observé est dû aux effets de la déstabilisation causés par la force gravitationnelle (terme de Boussinesq) qui seront largement amplifié en raison du comportement oscillatoire de l'écoulement.

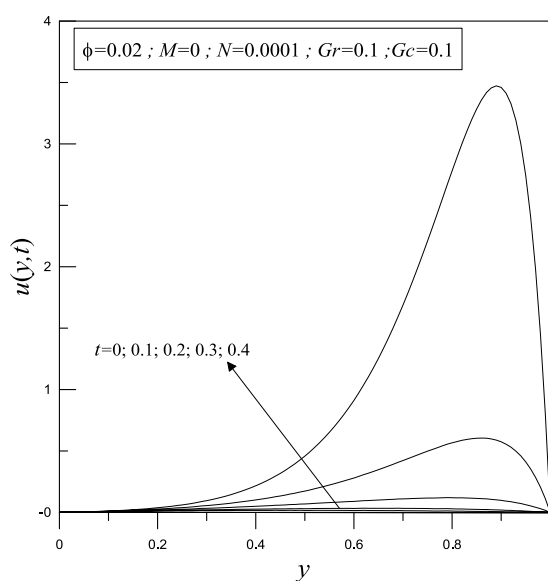


Figure 5 : La variation de la vitesse en fonction du temps.

IV. Conclusion :

La présente étude a examiné la convection mixte d'un nanofluide à l'intérieur d'un canal vertical en présence d'un champ magnétique. La résolution analytique est obtenue en utilisant la méthode de perturbation. Les observations déduites sont:

- L'effet sinusoïdal du profil de la température maximise avec l'augmentation de la fraction volumique ϕ et paramètre de rayonnement N ;
- Le profil de concentration augmente en maximisant la fraction volumique des nanoparticules et diminue avec l'augmentation de paramètre de rayonnement N ;
- L'augmentation du paramètre de rayonnement N contribue à l'augmentation de la vitesse du nanofluide, ce qui signifie physiquement l'émission du nanofluide de la chaleur ;
- La vitesse du nanofluide diminue avec l'augmentation du paramètre magnétique en raison de l'augmentation de la force de traînée qui a tendance à ralentir le mouvement du fluide.

V. Références Bibliographiques

- [1] Choi S.U.S. *Enhancing thermal conductivity of fluids with nanoparticles, developments and applications of Non Newtonian flows*. FED-Vol.231/MD, 66, 1995, pp. 99-105
- [2] Schlichting. *Boundary-Layer Theory*. McGraw-Hill Book Company. 1979.
- [3] Pop I., Ingham D.B. *Convective heat transfer: mathematical and computational modeling of viscous fluids and porous media*. Elsevier. 2001.
- [4] Wakif A., Boualahia Z., Sehaqui R. *Numerical analysis of the onset of longitudinal convective rolls in a porous medium saturated by an electrically conducting nanofluid in the presence of an external magnetic field*. Results in physics, 2017, vol. 7, p. 2134-2152.
- [5] Zaydan M., Yadir N., Boualahia Z., Wakif A., Sehaqui R. *Fourth-Order Compact Formulation for the Resolution of Heat Transfer in Natural Convection of Water-Cu Nanofluid in a Square Cavity with a Sinusoidal Boundary Thermal Condition*. World Journal of Nano Science and Engineering, 2016, vol. 6, no 02, p. 70.
- [6] Abu-Nada E., Chamkha A.J. *Mixed convection flow of a nanofluid in a lid-driven cavity with a wavy wall*. Int. Commun. Heat Mass Transfer, 2014, vol. 57, pp.36-47.
- [7] Raisi A., Aminossadati M., Ghasemi B. *Magnetohydrodynamic mixed convection of a cu-water nanofluid in a vertical channel*, Journal of Heat Transfer, 2013, vol. 135, no 7, pp. 074501.
- [8] Khan Z.H., Khan W.A., Qasim Q., Shah I.A. *MHD stagnation point ferrofluid flow and heat transfer toward a stretching sheet*. Nanotechnology, IEEE Transactions, 2014, 13, pp. 35-40.
- [9] Hamilton R.L., Crosser O.K. *Thermal conductivity of heterogeneous two-component systems*. *Industrial & Engineering chemistry fundamentals*, 1962, vol. 1, no 3, pp. 187-191.
- [10] Loganathan P., Chand P.N., Ganesan P. *Radiation effects on an unsteady natural convection flow of nanofluids past an infinite vertical plate*. Nano, 2013, vol. 8, no 01, p. 1350001.
- [11] Asma K., Khan I., Sharidan S. *Exact solutions for free convection flow of nanofluids with ramped wall temperature*. The European Physical Journal Plus, 2015, vol. 130, pp. 57-71.
- [12] Aaiza G., Ilyas K., Sheredan S. *Energy transfer in mixed convection MHD flow of nanofluid containing different shapes of nanoparticles in a channel filled with saturated porous medium*. Nanoscale research letters, 2015, vol. 10, no 1, pp. 490.
- [13] Sidra Aman, Khan I. *Impacts of gold nanoparticles on MHD mixed convection Poiseuille flow of nanofluid passing through a porous medium in the presence of thermal radiation, thermal diffusion and chemical reaction*. Neural Computing and Applications, 2016, pp. 1-9.
- [14] Makinde O.D., Mhone P.Y. *Heat transfer to MHD oscillatory flow in a channel filled with porous medium*. Romanian Journal of physics, 2005, vol. 50, no 9/10, pp. 931.



STUDY AND ANALYSIS OF THE GEOTECHNICAL PROPERTIES OF SOIL USED IN THE PREPARATION OF EARTHEN CONCRETES

Benzerara Mohammed¹

Belouettar Redjem²

PERROT Arnaud³

¹Laboratoire Matériaux, Géomatériaux et Environnement, Université Badji Mokhtar- Bp 12 Annaba, Algérie

²Laboratoire de Génie Civil, Université Badji Mokhtar- Bp 12 Annaba, Algérie

³Institut de Recherche Dupuy de Lôme IRDL, Université Bretagne Sud, Lorient, France

Abstract

Earthen concrete is a building material based on clay mud, traditionally known as rammed earth or mud. It is estimated that 30% of the buildings in the world are earth-based. Efforts have been directed towards the development of new construction methods using local materials designed for this purpose. Eco-materials will have to replace the usual materials in order to provide an adequate response to housing crises.

Our study consists in the geotechnical, physical and chemical properties of a sandy clay soil used to prepare compressed earth block and to analyze their mechanical properties.

Keywords: earth, chemical analysis, eco materials, environment

1. INTRODUCTION

Earth, a natural raw material, has been used by man in construction for thousands of years. Remember the Great Wall of China, Aztec Pyramids or Moroccan Kasbahs. Its transformation into a habitat material requiring little energy and its almost immediate availability, still give it an indisputable success today. It is estimated that 30% of dwellings in the world are built from earth [1].

1.1. The structure of the earth

The constituents of the earth are more or less disposed, opened or bound. The method of assembling the solid constituents, at a given moment, defines the structure of a soil. There are three types of structure: (Figure 1).
Particle structure: gravelly type, very weak clay bond between inert elements.
Fragmentary structure: lumpy, clay bonding into gravelly bundles that are interconnected
Continuous structure: of the pudding type, the inert elements are taken from a mass of silt clay.

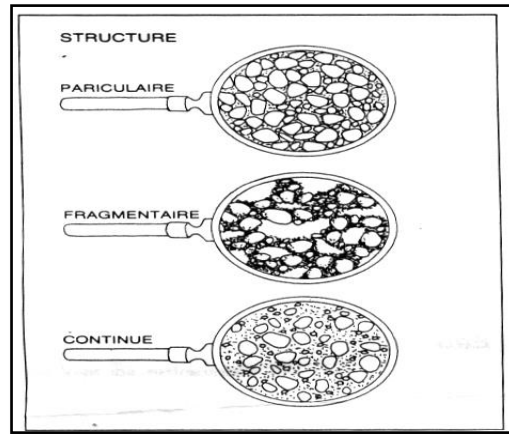


Figure 1. The structure of an earth.

2. The texture of earth

It is the granular composition of earth. The texture influences the properties because each fraction of grains has specific characteristics which can define those of the earth if it contains in sufficient quantity. 10% clay sufficient to give a property of cohesion and plasticity to the earth. 40 to 50% fine clay gives an earth that has the properties of a clay. There are five types of textures: (Figure 2).

- ▣ Organic earth: peat for example.
- ▣ Gravelly earth: predominance of gravel and pebbles, appearance of a concrete.
- ▣ Sandy earth: predominance of sand, appearance of a mortar.
- ▣ Silty earth: predominance of silt, fine, slightly cohesive and silky-looking earth.
- ▣ Clay soil: predominance of clay, very cohesive, sticky and moldable soil in the wet state.

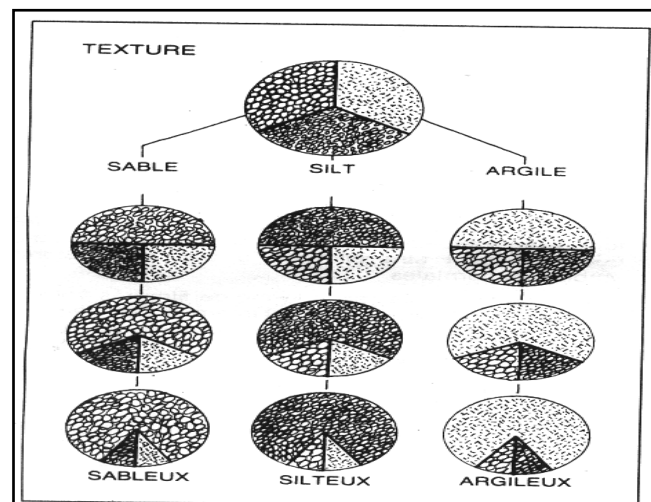


Figure 2: the texture of an earth.

3. Link strength

Clay plays the role of cement. It keeps all the grains inert and ensures much of the cohesion of the earth. The cohesive forces of the most important clay micelles are electrostatic forces. It can be established between clay micelles surface-side links, because of attractive forces.

But it can also be a negatively charged surface-to-surface or a side-to-side bond. The theory of flocculation (inverse of dispersion) explains these phenomena: soil water is a binding agent, It is charged with positive ions, or cations (Na^+ , Ca^{++} , Al^{+++}) that are numerous enough to balance the negative charges particles: the system is electrically neutral. Depending on their hydration,

cations give rise to chains of water molecules that connect the ion and the surface of the particle. Similarly, an ion can act as a bridge between two adjacent clay particles [7].

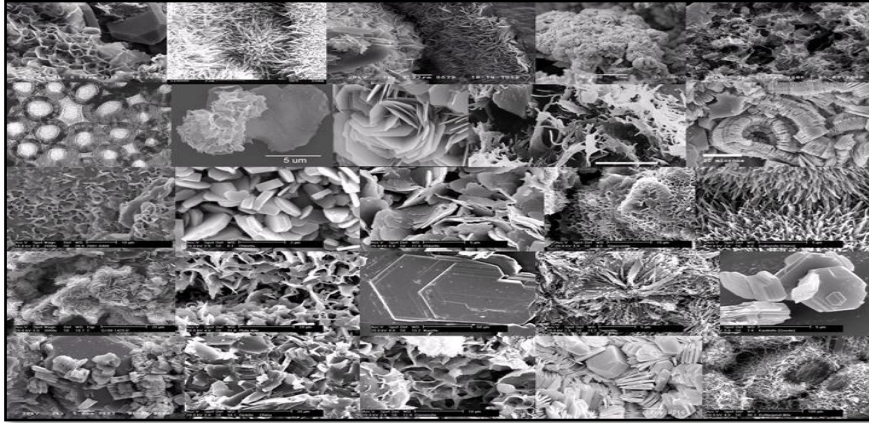


Figure 3. The microstructure of clays.

4. Chemical properties of the earth

From one land to another land, the properties can be very variable. It is often the dominant fraction of a land that governs the fundamental properties of the material.

The chemical properties of the land depend on the chemical construction of the components of the earth. Among the elements, the most chemically influential include salts, whether soluble or insoluble. The high salinity of a soil can induce very marked chemical properties.

These properties are also dependent on the mineralogical nature of minerals and their constitutive chemistry, the nature and quantity of organic matter: these unstable components, undergoing chemical and biochemical evolution, can change the very structure of the earth. by producing precipitates of different kinds, colloids and kinds of humic and bacterial sticky pastes. Similarly, the amount of iron, magnesium or calcium oxides, carbonates and sulphates can characterize the earth from a chemical point of view. Calcium sulfate, particularly swelling with hydration can be very harmful; its solubility in water (selenitic water) can increase the sensitivity of clays. Metal oxides can be very influential. For example, in a lateritic soil, iron oxide may accelerate some solidification processes. Likewise, an abundance of aluminum oxide can reduce resistance with age. Note also the importance of measuring the pH of a soil that specifies the concentration of H⁺ or OH⁻ ions, and its acidic or basic nature [8].

2. The earthen concrete

Earthen concrete or adobe concrete or geo concrete is, as its name suggests, a concrete made of raw earth (tuff). This concrete also consists of three components: aggregates: gravel and sand, a binder: in this case silt and clay and mixing water. Rather than talking about land, it is "concrete of land" that should be spoken. Like concrete cement, the earth is indeed an assembly of various aggregates (pebbles, gravel, sand, silt or silts) which owes its cohesion to an adhesive that is not cement but clay, finest fraction of the soil [1]

1. Implementation techniques

From the tradition of building earth, there are many ways of construction with infinity of variants that reflect the identity of places and cultures. Of these, six are very commonly employed [4]

2. Adobe

Sun-dried brick is more commonly known as adobe. The adobe bricks are molded from a malleable soil often added with straw. Originally, these bricks were formed by hand. Later (and still today) they will be made manually using molds with various prismatic shapes in wood or metal. Currently, machines are also used (Figure 4).

3. Earth-straw

For this technique, the earth used must have good cohesion. It is dispersed in water until a homogeneous slip is obtained, which is poured on straw, until each strand is coated. On drying, a material is obtained whose texture is essentially that of straw (Figure 5).

4. The rammed earth

The ground stabilized with lime is compressed with a pneumatic ram or pestle, in metal shuttering dams (traditionally all this material was in wood and the shelling was manual). The filling of the banches is done in successive layers of about 15cm thick before pounding. Then we go back the banches for the upper banches and so on until the desired height.

The advantages of rammed earth are to produce homogeneous walls quickly, with a low shrinkage on drying and a total absence of rot and parasites. On the other hand, this technique is sensitive to moisture, either rain or runoff, or capillary rise since the foundation[5]. (Figure 6)

5. The daub

A mixture earth-straw or earth-fiber plant is used in filling a structure with half-timberings and wooden racks. This clay soil forms the walls of the building.

This is a very fast technique; the mud combines with the disadvantages of rammed earth, a significant drying shrinkage, rotting in case of moisture and poor insulation [5].

6. Compressed earth blocks

The blocks of the lime stabilized earth are poured into a mold and then compressed. Traditionally, these blocks were molded in wood and then piled or dropping a heavy lid. Today the technique has been improved from a compression and efficiency point of view with mechanization. We then use either manual presses that use a large lever arm to slide plates that compress the earth, or hydraulic presses (Figure 7).

7. Cob

This process consists of stacking earth balls one on top of the other and compacting slightly with the hands or feet to make monolithic walls. Usually, the earth is modified with fibers of various kinds (Figure 8).



Figure 4. Adobe brick.



Figure 5. Earth-straw walls.



Figure 6. Rammed earth



Figure 7. Compressed earth blocks



Figure 8. Cob

3. Experimental methods

1. Materials used and tests

In this study, we use a clay-sandy soil of the Souk-Ahras region whose main physical and chemical characteristics are given in Tables 1 and 2 and Figure 1 shows its particle size analysis.



Figure 9. The soil used

2. Chemical characteristics of the earth

Chemical analyzes were carried out at the agronomic laboratory of FLEURIAL, Algeria.

Table 1: Chemical composition of the earth used for making concrete.

Chemical components of the earth	sample
K (ppm)	187.30
Na (meq /100)	0.47
Mg (meq/100)	1.50
Ca (meq/100)	39.03
Polsen (ppm)	2.60
N (%)	0.023
Carb Total (%)	42.65
M. Organique (%)	0.211
E. Saturée (ms/cm)	*/
Cal. Actif (%)	16.18
PH	7.31
Conductivité (μs/cm)	95.010

3. Physical characteristics of the earth [NF EN 1097-3]

Table 2: Physical characteristics of the earth used.

Characteristics	Unite	Value
Apparent volumetric mass [NF EN 1097-3]	kg/m ³	1278
Liquidity limit (w _l)	-	49
Limit of plasticity (w _p)	-	32
Plasticity index (I _p) [NF P 94-051]	-	17
Blue value (VBS) [NF P 94-068]	-	3,70



Figure10. Apparatus for the determination of Atterberg limits.



Figure 11.Methylene blue test equipment.

We can see that:

- The blue value (VBS = 3.70) shows that the land used is classified between clay soils and very clay soils.
- Plasticity index ($15 < I_p = 27 < 40$): the earth used is a plastic ground.

Table 3: The percentages of different constitutions of the earth.

	Sand%	Clay%	Silt %
Sample	38	40	22



Figure 12. Reading test grain density.

According to the different percentages, it is concluded that the land used is sandy clay.

4. Sieve size analysis [NF P 18-560]

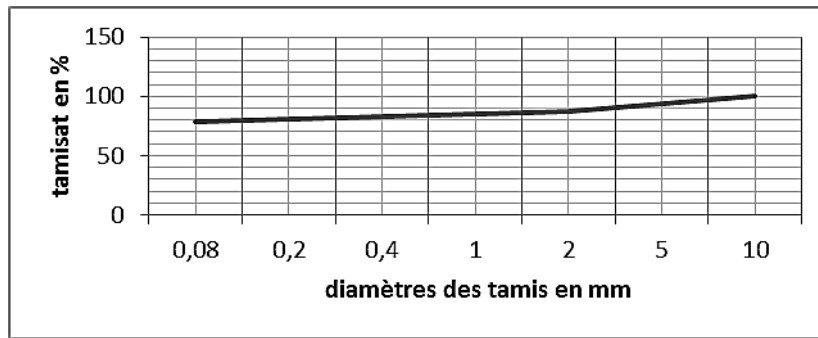


Figure 13. Granulometric curve of the earth.

5. Sedimentation granulometric analysis [NF P 94-057]

Table 4: Granulometric analysis by sedimentation of the earth.

Reading time	R Reading densimeter	temperature(° C)	Ct Correction M	P% On sieveat 80μ	P% On sieveat 50 mm	D (μm)
-	24	19	+ 0.09	24,09	76,09	0,075
1	23	19	+ 0.09	23,09	72,93	0,55
2	21,5	19	+ 0.09	21,59	68,19	0,038
5	20,5	20	+ 0.22	20,72	65,03	0,025
10	19,5	20	+ 0.22	19,72	62,28	0,017
20	18	20	+ 0.22	18,22	57,55	0,012
40	17	20	+ 0.22	17,22	54,39	0,0085
80	16,5	21	+ 0.36	16,86	53,25	0,006
-	15	21	+ 0.36	15,36	48,51	0,003
-	10,5	18	+ 0.06	10,56	33,35	0,002

2. Determination of moisture content of soil to prepare compressed earth block

In order to determine the water content of soils, the test which, a priori, seemed the most appropriate, was the normal and / or modified Proctor test. But this test proved to be of little use and not representative of the conditions of manufacture of the compressed bricks. Indeed, on the one hand, it is almost impossible to manufacture test pieces from the Proctor mold, but above all, there seems to be no relation between the "Proctor energy" and the compressive force. [5;6] (Figure 14)

For this, the raw materials dosed in the necessary amount are homogenized to dry for 3 min to obtain a mixture as homogeneous as possible with a good distribution of particles in the volume of the test piece. Then knead for 2mm.

The test specimens used in this study are cylindrical in shape (11 × 13 cm). The specimens, after the implementation, undergo a compressive stress of 5 KN and a compacting speed of 0.02 mm / s.(Figure 15)

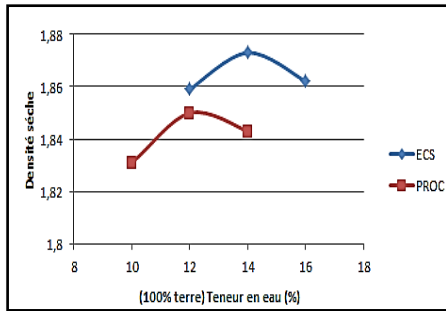


Figure 14. Comparison of water content by Proctor test and static compaction test.



Figure 15. Sample preparation by static compaction (to determine water content).

4. General conclusion

The earth-based materials have remarkable properties compared to many other materials. They can be used in the different constructions. The reinforcing means of these materials are diverse in order to improve their mechanical properties, their ductility and their durability

The analyzes show a clay-sandy soil that can be used for the production of earthen concrete. However, the means of strengthening and stabilizing this material are various

5. Bibliographic references

- [1] CHAIB, H. « Contribution à l'Etude des Propriétés Thermo-mécaniques des Briques en Terre Confectionnée par des Fibres Végétale Locale. (Cas de la ville d'Ouargla) » Thèse de doctorat, université de Ouargla, 2017.
- [2] DUCHAUFOR, P. « Atlas écologique des sols du monde ». Paris, Masson, 1976
- [3] MAIGNIEN R. *compte rendu de recherches sur les latérites*. Paris, UNESCO, 1966
- [4] HOUBEN, H. ; GUILLAUD, H. « *Traité de construction en terre* » : l'encyclopédie de la construction en terre, CRATERRE, vol 1, Edition Parenthèse, 1989
- [5] DOAT, P. et al. « *Construire en terre* ». Paris, éditions Alternatives et Parallèles, 1979
- [6] Olivier, M. et Mesbah A., « *Le matériau terre : Essai de compactage statique pour la fabrication de briques de terre compressées* », Bull. liaison Labo. P. et Ch. 146 (1986)
- [7] M.Benzerara, R.Belouettar, « *formulation et caractérisation des bétons de terres comprimés stabilisés par un sable et renforcés par des fibres de palmier dattier et de paille* », International symposium on materials and sustainable development, 07-08 Novembre 2017, Boumerdes, Algérie.
- [8] Ali MESBAH et al, « *Influence de l'ajout de ciment et/ou de chaux - ciment sur le matériau en provenance de Lorentzen en vue de son utilisation dans la construction d'un mur en pisé à Dehlingen*, projet de construction d'un Centre d'interprétation dans la commune de Dehlingen », (LGM) ENTPE Lyon, Octobre 2011.

Simulation numérique de l'estampage d'un acier allié préchauffé

Boutabba Smaïl¹,
Khrouf Fakhreddine²,
Boyer Jean-Claude³

¹ Laboratoire de Mécanique Appliquée des Nouveaux Matériaux, Université 08 mai 1945, BP 401, 24000 Guelma, Algérie,
boutabba_s_lpg@yahoo.fr

² Laboratoire de Mécanique, Campus Chaabet-Ersas, Faculté des Sciences de la technologie, Université Frères Mentouri, 25000
Constantine1, Algérie, fakhreddine.khrouf@umc.edu.dz

³ INSA de Lyon, 20 Av A. Einstein, 69621 Villeurbanne Cedex, LaMCoS, France, jean-claude.boyer@insa_lyon.fr

Résumé :

Le forgeage de lopins en acier allié préchauffés à une température de 1200°C, proche de la température de fusion, est effectué par un outil rigide. Dans cette simulation numérique nous évaluons la répartition des contraintes au niveau de l'interface de contact, la distribution du champ des déplacements axiaux ainsi que les déplacements radiaux à l'interface outil/lopin en tenant compte des conditions de frottement. Des zones critiques ont été détectées en fonction de la lubrification ce qui pourrait expliquer les défauts constatés lors de la fabrication au niveau des ateliers.

Mots clés : Frottement / Estampage / Alliage d'acier / Eléments finis.

1. Introduction

Certains procédés de mise en forme sont réalisés à chaud pour diminuer les efforts à mettre en œuvre car la température conditionne la valeur de la contrainte d'écoulement du matériau à déformer. Le procédé est dit à chaud lorsque la température est supérieure à 0.5 fois la température absolue de fusion.

La mise en forme de l'acier par déformation plastique à chaud est un procédé industriel d'obtention de pièces mécaniques, aussi appelé : forge par estampage. Il est utilisé aussi bien en petites qu'en moyennes et très grandes séries de pièces, dont la masse peut varier de quelques grammes à plusieurs centaines de kilogrammes.

La pièce ainsi fabriquée porte le nom « d'avant-produit », ce qui la situe entre les « demi-produits » fabriqués en sidérurgie (par exemple les blooms, les barres ou les billettes) et les « produits » prêts à être montés dans un sous-ensemble ou un ensemble mécanique (par exemple une bielle dans un moteur thermique ou un pignon dans une boîte de vitesse).

Le document est structuré comme suit : le procédé de fabrication d'un pignon est présenté dans la deuxième section. Les résultats des simulations numériques sont détaillés dans la troisième section, le document se termine par les observations finales et la conclusion.

2. Procédé de fabrication d'un pignon

La fabrication consiste à chauffer à haute température, environ 1250 °C, un morceau de demi-produit d'une géométrie bien déterminée, appelé « lopin », puis de le placer entre des outillages appelés « matrices », dans lesquels est usinée en creux une « gravure » qui représente exactement la forme de l'avant-produit brut à obtenir.

Une machine-outil d'estampage agissant par choc ou par pression exerce sur les outillages une force telle que le lopin est contraint d'épouser les formes de la gravure. Généralement, sur la périphérie de la gravure, dans l'outillage on usine aussi un cordon de matrice qui va former à la périphérie de la pièce estampée, un « cordon de bavure ». Cette bavure permet la maîtrise de la géométrie de la pièce finie et le cordon, qui ceinture la pièce, est ôté, le plus souvent à chaud, par cisailage sur une machine-outil annexe appelée « presse d'ébavurage ».

La pièce brute ébavurée peut subir un traitement thermique qui lui est appliqué en fonction des caractéristiques mécaniques à obtenir.

Le parachèvement est souvent composé d'un grenailage et d'un calibrage à froid.

L'estampage d'un pignon nécessite les opérations suivantes :

1. Débitage
2. Chauffage
3. Forgeage
4. Ebavurage
5. Refroidissement
6. Stockage
7. Tournage
8. Taillage
9. Contrôle intermédiaire
10. Rasage
11. Traitement thermique
12. Sablage
13. Rectification
14. Contrôle de bruit
15. Contrôle final

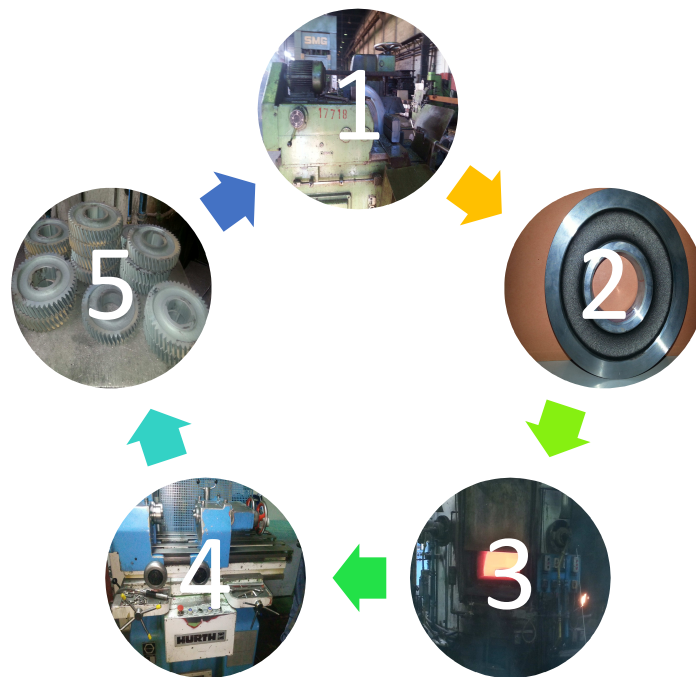


Figure 1. Description des phases pour fabrication d'un pignon

3. Mise en forme du lopin

La simulation de la mise en forme du lopin par un outil rigide est effectuée avec le logiciel ABAQUS/Standard V 6.11.1. L'écrasement du lopin se fait en deux étapes : mise en contact du poinçon avec le lopin, puis déplacement du poinçon avec une course de 5 mm pour un temps de 1 seconde.

4. Matériaux

Pour la modélisation de ce procédé de forgeage par estampage les matrices sont supposées rigides. Les propriétés du matériau du lopin en acier allié sont données par le tableau suivant :

Tableau 1. Propriétés mécaniques et thermiques du lopin

Propriétés	Valeurs
Module d'élasticité	210000 MPa
Coefficient de Poisson	0.28
Masse volumique	7700 Kg/m ³
Coefficient de dilatation	1.3e-005 /K°
Conductivité thermique	50 W/m/K
Chaleur spécifique	460 J/kg/K

5. Maillage

Le maillage de la matrice et du lopin est effectuée avec un élément *CAX4RT* axisymétrique à 4 nœuds couplé thermiquement avec des champs de déplacement et de température bilinéaires [1-4] à intégration réduite et contrôle des nœuds sabliers. Un raffinement du maillage dans la zone de contact est également réalisé afin de mieux rendre compte des gradients de déformation et de contrainte au niveau du contact.

6. Gestion du contact

La méthode de contrôle du contact est très importante pour mener à bien l'étude numérique. Actuellement, les algorithmes de contact disponibles sont classés en trois catégories : projection directe nodale (direction node projection DNP), fonction de pénalité, et multiplicateur de Lagrange. La précision du code EF utilisant l'algorithme fonction de pénalité dépend largement des paramètres employés qui ne sont pas toujours faciles à gouverner. L'algorithme multiplicateur de Lagrange augmente les dimensions de l'élément ainsi que la matrice raideur globale et par conséquent le stockage et le temps de calcul CPU, tandis que l'algorithme DNP est une source d'instabilité numérique. Un modèle 2D axisymétriques utilisant le code EF ABAQUS est reporté dans le présent travail.

7. Résultats et discussions

1. Effet du coefficient de frottement sur la contrainte de Von Mises

La modélisation et la simulation numérique sont désormais courantes pour prédire le comportement des matériaux et les procédés de fabrication dans lesquels ils sont employés. Les résultats de la simulation numérique de l'écrasement du lopin donnent les zones critiques en fonction des conditions de lubrification. Les figures a et b, c montrent les composants du champ des contraintes de Von Mises dans l'interface de contact.

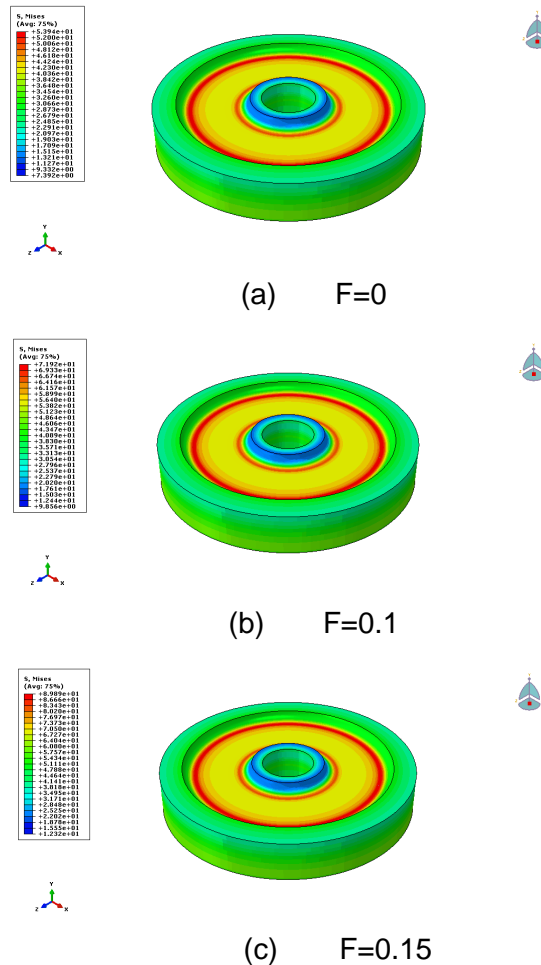
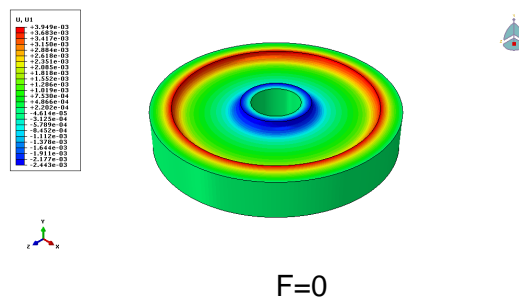


Figure 2. Distribution des contraintes de Von Mises

2. Effet du coefficient de frottement sur U1, U2

Le coefficient de frottement est un paramètre difficile à déterminer, expérimentalement comme numériquement, dans les opérations d'estampage. Plusieurs auteurs s'accordent à dire que celui-ci n'est pas constant suivant le type de lubrification, la forme des surfaces de travail des outils (surface plane ou arrondi matrice), la vitesse de mise en forme ou encore suivant les pressions de contact rencontrées durant les opérations de mise en forme.

L'écoulement plastique à la surface du lopin est indiqué à la fin du processus d'écrasement par le déplacement radial $U1$. Le champ des déplacements indique que le modèle avec un glissement parfait $U1 = 6.58 \cdot 10^{-3}$ mm est plus important que celui où nous avons un frottement sec $U1 = 3.94 \cdot 10^{-3}$ mm.



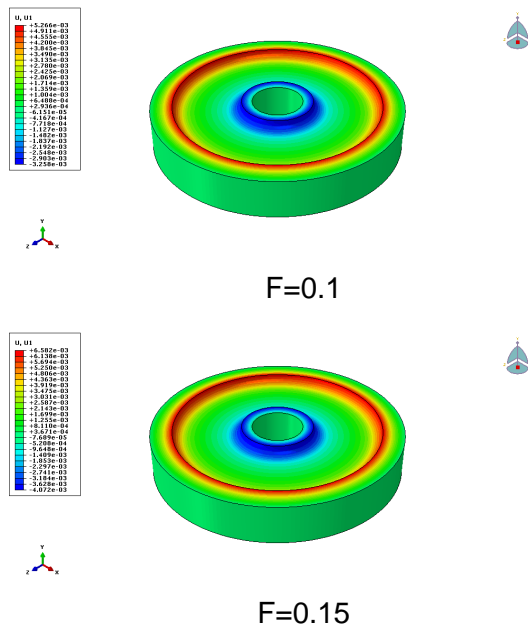


Figure 3. Distribution des déplacements axiaux

La figure ci-dessous montre l'influence du coefficient de frottement sur la distribution des déplacements radiaux. La remarque principale qu'on peut déduire de la lecture de ces résultats est que l'écoulement plastique est dans le même sens que les valeurs du coefficient du frottement

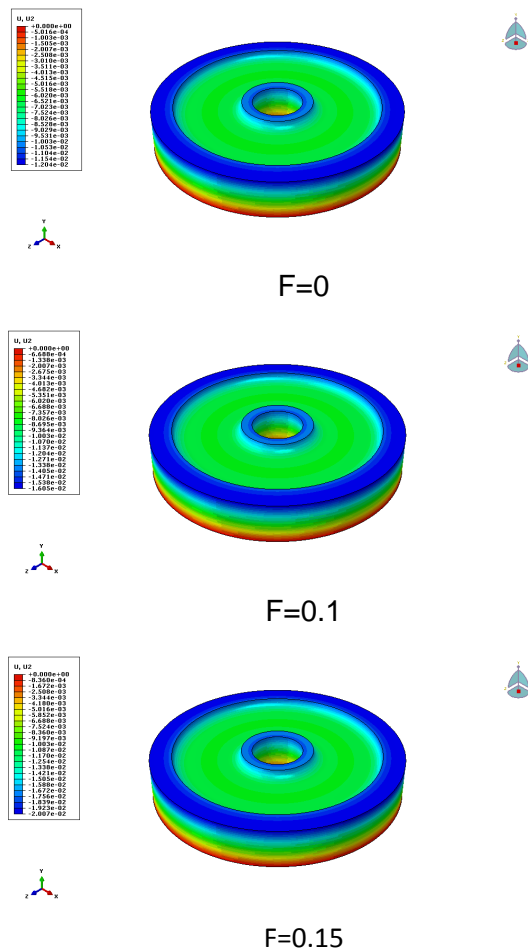


Figure 4. Distribution des déplacements radiaux

8. Conclusion

Dans ce travail plusieurs simulations numériques de la mise en forme d'un lopin élasto-plastique en alliage d'acier par deux matrices rigides sont effectuées pour deux types de lubrification à l'interface outil/lopin : un

frottement sec et un glissement parfait. Les mêmes conditions aux limites et les mêmes maillages conduisent à des résultats différents de l'écoulement plastique du lopin.

9. Bibliographie

- [1] E. Vidal-Salle. M. Dubar. J-C. Boyer. L. Dubar, FEM numerical simulation of the warm and hot upsetting sliding test, Int J Mater Form,2010, 229 – 243. 315 – 318.
- [2] L. Vigneron .E. Vidal-Salle.J.C. Boyer.M. Dubar .L. Dubar, Experimental validation of the plastic wave approach in hot forging of steels, 4th International Conference on Tribology in Manufacturing Processes,2010, ICTMP.
- [3] F Kherouf, S Boutabba, K Bey, A Chettah, J-C Boyer, Mesoscopic comparison of interface tool/workpiece for simulation by FEM of EN AW 1350 bulk forming alloy, Mechanics & Industry 16, 309 (2015), DOI: 10.1051/meca/2015004
- [4] E. Vidal-Sallé, S. Maisonnnette-Masson, J.C. Boyer, About the validity of the plastic wave model for an actual roughness of axisymmetric tooling in bulk forming, Int J Form,2009, DOI 10.1007/s12289-009-0447-3

Phytosanitary treatment of wood products and bio-composites by microwaves and radiofrequencies

Erchiqui Fouad¹

¹ *École de génie, Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue, Canada, foudad.erschiquiqat.ca*

Résumé : Les échanges de produits commerciaux en bois et en bio-composites, à l'échelle internationale, introduisent, dans certaines conditions, des espèces indésirables de pathogènes et d'insectes. Les conséquences sont nombreuses et touchent particulièrement les ressources forestières et agricoles. À cet effet, l'Organisation Mondiale du Commerce (OMC) a établi, via la Convention Internationale pour la Protection des Végétaux (CIPV), la norme « ISPM 15 » sur l'utilisation des micro-ondes pour le traitement phytosanitaire. Étant donné la diversité des produits commerciaux et des matériaux qui les composent, comment s'assurer que les pathogènes seront totalement détruits en appliquant cette norme générale? Ceci est une tâche complexe. En effet, le temps de traitement est étroitement lié à plusieurs facteurs: les propriétés non isotropes du matériau (diélectriques, mécanique et thermique), le Design du produit et son état initial (température et humidité), la fréquence et la direction des micro-ondes. D'où la nécessité de développer (et/ou utiliser) des outils robustes (expérimentaux et numériques) pour prédire le temps de traitement de chaque produit. C'est dans ce contexte que la conférence est inscrite. Il vise deux volets : i) évaluation de l'utilisation du modèle de Bert-Lambert par rapport à la solution exacte des équations de Maxwell dans le cas des radiofréquences et des micro-ondes et ii) caractérisation numérique du temps de traitement phytosanitaire, par micro-ondes, de trois variétés de bois canadien (initialement congelé).

Abstract: Commercial trade in wood and bio-composites on an international scale introduces, under certain conditions, unwanted species of pathogens and insects. The consequences are numerous and particularly affect forest and agricultural resources. To this end, the World Trade Organization (WTO) has established, through the International Plant Protection Convention (IPPC), the "ISPM 15" standard on the use of microwaves for phytosanitary treatment. Given the diversity of commercial products and the materials that make them up, how can we ensure that pathogens will be destroyed by applying this general standard? This is a complex task. Indeed, the treatment time depends on several factors: the non-isotropic properties of the material (dielectric, mechanical and thermal), the product design and its initial state (temperature and humidity), the frequency and the direction of microwaves. Hence the need to develop (and / or use) robust tools (experimental and numerical) to predict the processing time of each product. It is in this context that the conference is inscribed. It has two components: i) evaluation of the use of the Bert-Lambert model with respect to the exact solution of Maxwell's equations in the case of radio frequencies and microwaves and ii) numerical characterization of the phytosanitary treatment time, by microwaves, of three varieties of Canadian wood (initially frozen).

1. Introduction

Circulations of some products containing wood or other plant materials are identified as one of the causes that have facilitated the introduction of pathogens and insects in several countries of the world. This biological invasion has caused the destruction of plant species, causing significant economic and ecological losses for many regions of the world. Recent estimates of the economic impacts of these species on the agriculture, forestry and public health sectors exceed US \$ 120 billion annually [1]. Similarly, the costs of the agriculture and forestry sector in Canada have been estimated at Can \$ 7.5 billion [1]. Faced with this new global reality, the International Plant Protection Convention (IPPC) working group passed a regulation in 2009 called "International Standards for Phytosanitary Measures 15 (ISPM 15)" on the treatment of phytosanitary of all wood materials, of a thickness greater than 6 mm, used to ship products between countries. Its main purpose is to prevent the international transport and spread of diseases, fungi and insects that could significantly affect plants or ecosystems. This standard requires that all wood material be heat-treated or fumigated with methyl bromide [2]. In 2013, microwave heat treatment (dielectric heating) was approved in ISPM 15. This treatment technique is fast and easier to integrate into a production line [3]. However, given the diversity of commercial wood products, How can we make sure that pathogens will be totally destroyed by applying microwaves? This is a complex task. This is due to the fact that the treatment time is closely linked to several factors such as the non-isotropic properties of wood (dielectric, mechanical and thermal), the product design and its initial state (temperature, humidity, frozen or not). At this stage, several hypotheses and uncertainties about the effectiveness of such a treatment to penetrate wood and kill microorganisms and insects remain to be verified [2]. Indeed, this poses a considerable challenge to numerical simulation in determining the processing time. In its conditions, a multi-physical model must be considered for numerical modeling. The effectiveness of this multi-physics model is directly related to the mathematical approach used to couple Maxwell's equations with conservation equations (mass, motion, and phase change energy) for an anisotropic medium [4]. Faced with this major challenge, several models are proposed in the literature and primarily the use of the empirical model of Beer-Lambert. This model, which links the attenuation of the electromagnetic wave to the properties of the medium it passes through, is used to quantify the energy dissipated in the wood material by microwaves. This model, theoretically, is valid only for semi-infinite medium. The underlying question then arises: what is the limit of applicability of this model for wood (finished anisotropic medium)? Then, in the case where the wood is frozen, another question arises: what model should be used to describe the evolution of the temperature of an anisotropic medium that undergoes a phase change by microwaves? It is in this context that the work is written and concerns two aspects:

- i) Study the influence of the frequency, temperature, moisture content and structural orientation of wood on the applicability of the Beer-Lambert law to radio frequency and microwaves. For this, more than 3,000 dielectric data from several wood species, from Canada and the United States, are used. Following this study, a general criterion was established on the applicability of the Beer-Lambert model, in radio frequency and microwave (20Hz-2.45GHz), vis-à-vis the thickness of the wood sample and its complex dielectric properties.
- ii) Study the influence of the anisotropy of frozen wood on the time of phytosanitary treatment by microwaves. For this, a finite element 3D approach, using the energy equation in the form of enthalpy-volume, is developed. In this part, the incident microwaves are supposed to be planest and normal to the faces of a wood sample of parallelepipedal geometry..

2. Enthalpy model for heating of orthotropic media

Heat conduction and phase changes in the orthotropic media are naturally described by the energy conservation law in terms of the volumetric enthalpy $H(T)$ [5]:

$$\frac{\partial H(T)}{\partial T} = \left(\frac{\partial^2 \theta_x(T)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta_y(T)}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta_z(T)}{\partial z^2} \right) + P_{wave}(T) \quad (1)$$

where θ_x , θ_y and θ_z are components of the orthotropic thermal conductivity integral vector $\vec{\theta}(T)$. P_{wave} is the internal volumetric heat generation of microwave energy:

$$P_{wave}(T) = -Re(\nabla \cdot \mathbf{S}) \quad (2)$$

where \mathbf{S} is the instantaneous Poynting vector. To solve the problem, we introduce the boundary condition into eq. (1) as follows:

$$\left(n_x \frac{\partial \theta_x}{\partial x} + n_y \frac{\partial \theta_y}{\partial y} + n_z \frac{\partial \theta_z}{\partial z} \right) + h(T - T_\infty) - \mathbf{q} \cdot \mathbf{n} = 0 \quad (3)$$

\mathbf{q} [W/m²] is the radiative heat flux incident, \mathbf{n} is the outward normal (n_x , n_y , n_z) to the surface h , [W/m²/°C] is the surface heat transfer coefficient, and T_∞ is the temperature of the surrounding medium (air). The term $h(T - T_\infty)$ represents the convection heat transfer from the material to the environment.

3. Electromagnetic-wave energy absorption

The power density of an electromagnetic wave is expressed by Poynting vector \mathbf{S} [5] :

$$\mathbf{S} = \frac{1}{2} \mathbf{E} \times \mathbf{H}^* \quad (4)$$

\mathbf{E} and \mathbf{H}^* are the electric field (V m⁻¹) and the conjugate magnetic field intensity (A m⁻¹), respectively. In general, we are dealing with steady-state harmonic time-varying fields. According to the generalized electrophysical model of a wood sample proposed in [5], the power dissipated per unit volume is [5] :

$$P_{wave} = \frac{\omega}{2} \varepsilon_0 (\mathbf{E} \cdot Im(\bar{\varepsilon}) \cdot \mathbf{E}) \quad (5)$$

ε_0 is the dielectric permittivity (=8.8541x 10⁻¹² F/m) of the free space and $\bar{\varepsilon}$ is the complex relative dielectric tensor. Assuming the electro-neutrality of wood ($\nabla(\nabla \cdot \mathbf{E}) = \mathbf{0}$), we deduce for each principal direction from Maxwell's equations the expression of Helmholtz's equation of wave propagation [5] :

$$\nabla^2 \bar{\mathbf{E}} - \gamma^2 \bar{\mathbf{E}} = 0 \quad (6)$$

where γ is the constant complex propagation $\gamma = \alpha + j\beta$, β is the attenuation constant and α is the phase (a constant). These parameters are related to the dielectric properties of the material and frequency of radiation by:

$$\alpha = \frac{\omega}{c} \sqrt{\frac{\varepsilon'}{2} (\sqrt{1 + \tan^2 \delta} + 1)} \quad \beta = \frac{\omega}{c} \sqrt{\frac{\varepsilon'}{2} (\sqrt{1 + \tan^2 \delta} - 1)} \quad (7)$$

$c = 1/\sqrt{\mu_0 \varepsilon_0}$ is the speed of light. The term δ (=tg⁻¹($\varepsilon''/\varepsilon'$)) is the dielectric loss angle. The attenuation constant (β) controls the rate at which the incident field intensity decays into a sample. The term $1/(2\beta)$ is the penetration depth (d). The phase constant (α) represents the change of phase of the propagation radiation and is related to the wavelength of radiation by $\lambda = 2\pi/\alpha$.

4. Analysis of power formulations

1. Maxwell solution for one-dimensional propagation

Consider one-dimensional propagation energy through the thickness 'L' of the sample wood material. The waves travel through the material from right to left with an electric field intensity E_{LR} . The regions external to the sample are denoted by index 1 for the left and index 3 for the right. The material is denoted by index 2. The incident microwaves are assumed to be normal to the face of the material. The exact solution for the power absorbed by one-dimensional material is given by [5] :

$$P_{e,LR}^{max\ well}(y) = 2I_0\beta_2 \left[\frac{e^{-2\beta_2 y} + (\bar{R}_{2,3})^2 e^{-4\beta_2 L} e^{2\beta_2 y} + 2\bar{R}_{2,3} e^{-2\beta_2 L} \cos(2\alpha_2(y-L) - \delta_{2,3})}{1 + (\bar{R}_{1,2})^2 (\bar{R}_{2,3})^2 e^{-4\beta_2 L} - 2\bar{R}_{1,2} \bar{R}_{2,3} \cos(\delta_{1,2} + \delta_{2,3} + 2\alpha_2 L) e^{-2\beta_2 L}} \right] \quad (8)$$

I_0 is the transmitted power flux. $\bar{T}_{i,j}$ and $\delta_{i,j}$ are respectively the absolute value and argument of a complex transmission coefficient $T_{i,j}$ at the interface between layers i and j . $\bar{R}_{i,j}$ is the absolute value of the complex reflection coefficient $R_{i,j}$. β_2 is the attenuation constant and α_2 is the phase constant.

2. Case of Lambert's law

Beer-Lambert's law relates the absorption of electromagnetic field intensity to the properties of the material through which the intensity is traveling:

$$P^{Lambert} = -\frac{dI}{dy} = 2I_0\beta_2 e^{-2\beta_2 y} = 2\beta_2 I(y) \quad (9)$$

$P^{Lambert}$ is the power absorbed per unit volume by wood material.

3. Criterion of applicability of Beer-Lambert's law: penetration depth

The data consisting the dielectric constant and the dielectric loss factor for various materials (Douglas fir, oak, hardboards and Canadian eastern wood species: trembling aspen, yellow birch, white birch and sugar maple), under various conditions, extracted from [6] and [7], are used in this paper. In [6], the data were taken at radiofrequencies from 20 Hz to 50 MHz, temperatures from -20°C to 90°C and relative humidity levels from 0% to soaked; the average moisture content attained by these wood samples is given. In [7], the data were taken at microwave radiation values from 397 MHz to 2466 MHz at different temperatures and moisture contents.

For analysis purposes, we use the following dimensionless formula to estimate the error between the formulation of Lambert's law for absorbed power and the exact power dissipation:

$$Error = \frac{1}{\beta I_0} \sqrt{\frac{1}{L} \int_0^L [P^{Maxwell}(y) - P^{Lambert}(y)]^2 dy} \quad (10)$$

The above critical thickness for which the two formulations are approximately equivalent is calculated at 0.01 error. For analysis, the critical lengths are estimated by a logarithmic function :

$$\log_{10} L_{crt} = a \log_{10}(\beta^{-1}) + b \quad (11)$$

where a and b are adjustment constants. Theoretical constants are obtained by minimizing the global absolute error, ER, between the computed critical length L_{crit} and the estimated critical length L_{est} by a least-squares algorithm:

$$ER = \sum_{i=1}^{N_{exp}} [(a \log_{10}(\beta^{-1}) + b) - L_{est}]^2 \quad (12)$$

The parameters of this model and the correlation coefficients between the computed and estimated critical length (over the different ranges of temperature, relative humidity, moisture content and frequencies), and for the three main structural orientations (longitudinal, tangential and radial), are excellent and agreement between all the computed values of the critical thickness and the model (see figures 1-3).

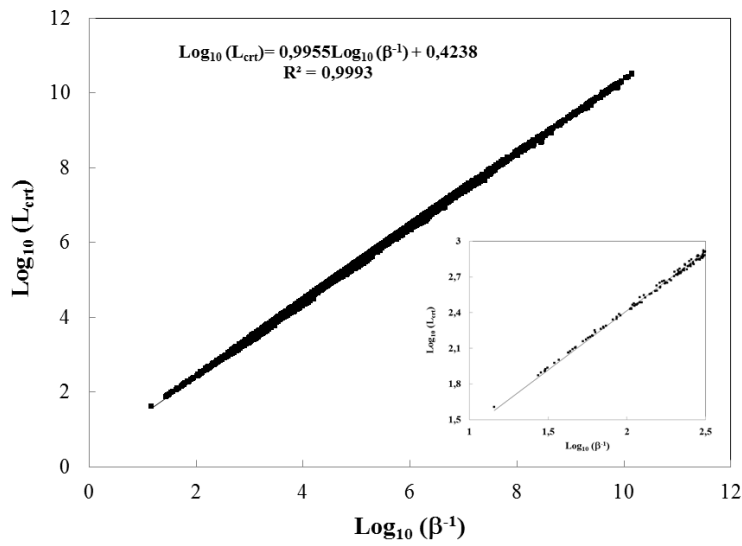


Figure 1. The critical length L_{crit} distribution with penetration depth β^{-1} (cm) for Douglass fir, oak, hardborad No.1 to No.4; all temperatures, all relative humidity and all RF frequencies

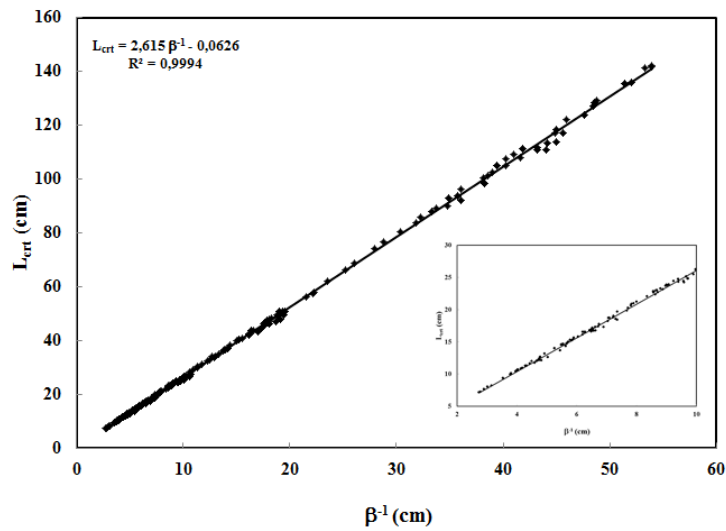


Figure 2. Relation between critical length L_{crit} and penetration depth β^{-1} (cm) for Trembling aspen, white birch, yellow birch and sugar maple; all temperatures, all moisture contents and all microwave frequencies

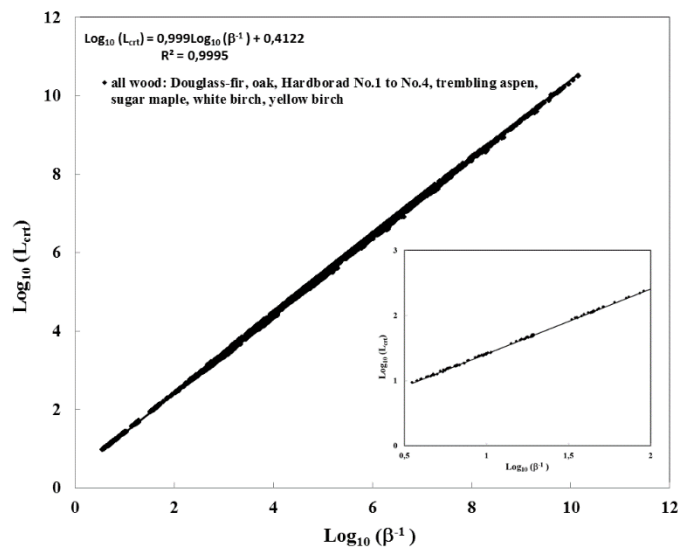


Figure 3. Relation between critical length L_{crit} and penetration depth β^{-1} (cm) for all woods; all temperatures, all moisture contents, all relative humidity and all RF and microwave frequencies

5. Numerical phytosanitary treatment by microwave

For analysis, we consider a parallelepiped simple wood and we assume that each component of the electric field $E = (E_x(z), E_y(x), E_z(y))$ is a uniform plane microwave and each component of a wave is assumed to be incident normally to opposite faces of the sample wood (Figure 4.). The microwaves travel through the material with an incident power flux I_0 .

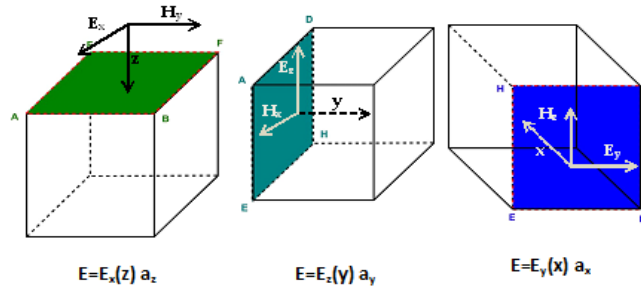


Figure 4. Wood sample exposed to plane microwaves from the three principal faces

This study focused on 22-mm-thick boards. This dimension corresponds to the standard value for boards used in the manufacture of EUR EPAL®pallets. For this, a 3D wood log is considered for three wood species: trembling aspen, white birch and sugar maple. The log is considered to be orthotropic and its thermal and dielectric properties are functions of temperature, moisture content and structural orientation. The log structure is square ($L_x=L_y= L_z = 2.2$ cm). For conductivity (k) and dielectric (ϵ) anisotropy effect on thawing wood, we considered the following situation:

$$k_L=1.8k_R \text{ and } k_T=0.9k_R \text{ and } \epsilon_L=1.8\epsilon_R \text{ and } \epsilon_T=0.9\epsilon_R \quad (7)$$

The indices L, R and T to designate, respectively, the longitudinal, radial and tangential directions

Table 1. Longitudinal dielectric properties

<i>Trembling aspen Frequency = 2466 MHz at MC=131%</i>	
Relative dielectric constant, ϵ'	$26.419176 - 0.0013518T - 0.0006905T^2$
Relative dielectric loss, ϵ''	$5.9174270 - 0.051926T - 0.000118T^2$
<i>White birch, Frequency = 2466 MHz at MC=131%</i>	
Relative dielectric constant, ϵ'	$30.633134 + 0.243143T - 0.010413T^2 + 0.000113 T^3$
Relative dielectric loss, ϵ''	$5.238715 - 0.065994T - 0.000249T^2$
<i>Sugar maple, Frequency = 2466 MHz at MC=131%</i>	
Relative dielectric constant, ϵ'	$24.398804 + 0.079714T - 0.012118T^2 + 0.000153 T^3$
Relative dielectric loss, ϵ''	$5.053700 - 0.027868T - 0.000523T^2$

The wood material is exposed to radiation of equal intensity (1 W/cm²) and frequency (2466 MHz from six faces): two faces in the x direction, two faces in the y direction, and two faces in the z direction. The initial wood temperature varies from -20°C to 30°C. The wood moisture content (MC) is fixed at 131% and the specific gravity (SG) is 0.32, 0.48 and 0.55 for aspen, white birch and sugar maple respectively. For numerical modeling, the structure is meshed with identical hexahedra comprising eight nodes (500 elements and 756 nodes).

Figure 3 presents, at time 200 s and initial temperature -20 °C, different views of the surface temperature distribution induced by microwave treatment of the trembling aspen, white birch and sugar maple.

At this time, Figure 5 presents, for the trembling aspen log on the half-planes of symmetry (longitudinal, radial and tangential directions), the profiles of temperature distribution predicted from the power dissipation computed from Maxwell's equations.

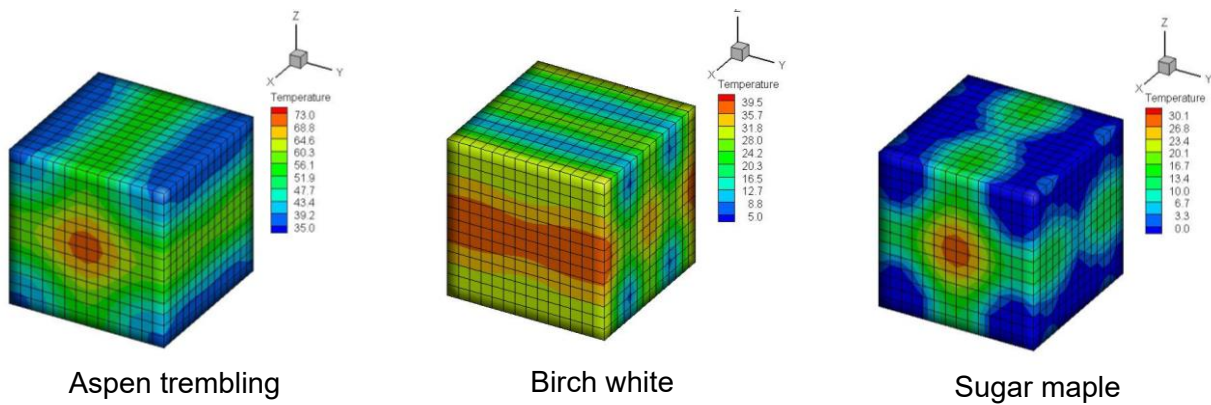


Figure 3. Surface temperature distribution for aspen trembling, white birch and sugar maple, exposed to microwave at time= 200 seconds , $I_0= 1 \text{ Watt/cm}^2$, $f=2466 \text{ MHz}$, $T_0= -20 \text{ oC}$

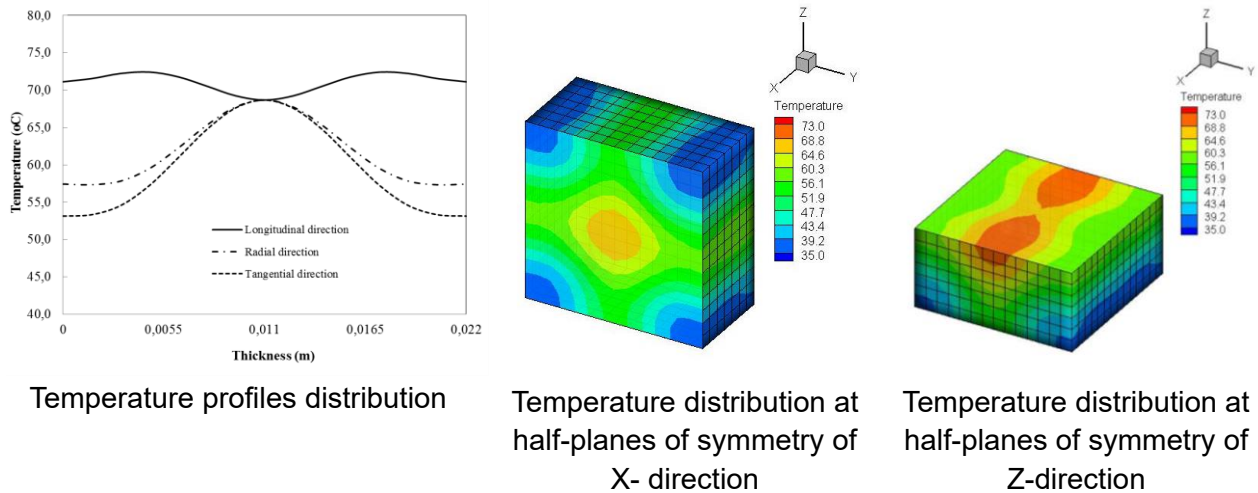


Figure 5. Temperature distribution for aspen trembling sample exposed to microwave at time= 200 seconds, $I_0= 1 \text{ Watt/cm}^2$, $f=2466 \text{ MHz}$, $T_0= -20 \text{ oC}$

Figure 6. compare the heat treatment by microwave energy of aspen, white birch and sugar maple. The percentage of disinfected sapwood, which is defined as the fraction of wood that reaches the temperature of 60°C , are presented as a function of time for various initial temperature intervals. The initial temperatures tested were -20°C , -15°C , -10°C , -5°C , 0°C , $+5^\circ\text{C}$, $+10^\circ\text{C}$, $+15^\circ\text{C}$ and 20°C .

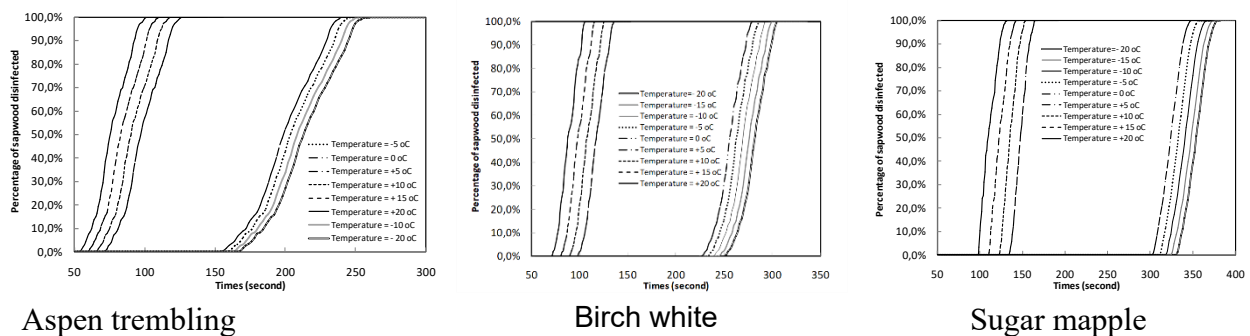


Figure 6. Evolution of percentage sapwood disinfected for aspen trembling

Table 1 summarizes various minimum times required to achieve 100% disinfection as a function of initial temperature and wood type for lower temperatures ($T < 0^\circ\text{C}$) and higher temperatures ($T > 0^\circ\text{C}$), respectively. One can clearly see that the minimum time to achieve 100% disinfection depends strongly on the wood type and on the initial temperature. For example, at the initial temperature of -20°C , this time is 262s, 306s and 380 s for trembling aspen, white birch and sugar maple, respectively. At $+20^\circ\text{C}$, this time is 101 s, 106 s and 132 s for trembling aspen, white birch and sugar maple, respectively. Table 4 summarizes the value of all the temperatures corresponding to 100% disinfection as a function of wood type for all the temperatures studied

Table 2. Effect of initial temperature on critical time of heat treatment by microwave.

Initial temperature (°C),	Critical time (s)*, trembling aspen	Critical time (s)*, white birch	Critical time (s)*, sugar maple
-20	262	306	380
-10	252	294	366
-5	246	288	358
0	241	280	348
0.1	134	145	176
5	126	136	165
10	118	126	154
20	101	106	132
40	61	61	82
50	36	36	49

*Time required for 100% disinfection. It can also defined as: $t_{crt} = \min(t_{crt}^{lon}, t_{crt}^{rad}, t_{crt}^{tan})$

6. Conclusion

Firstly, this paper has examined the influence of radiofrequency and microwave energy under various conditions on the applicability of the Beer-Lambert law for wood species. The critical thickness L_{crit} above which the Beer-Lambert law is valid for all wood species studied obeys the condition $\text{Log}_{10}(L_{crit})=0.999\text{Log}_{10}(\beta^{-1})+0.4122$, where β^{-1} is the penetration depth (cm). Then, the paper describes a numerical investigation to predict and optimize phytosanitary treatment of wood by microwave according to International Standards N° 15 of the FAO. For this, the 3D heat conduction problem, involving phase changes such as wood freezing, is solved by a finite-element method. The dielectric and thermophysical properties are a function of the temperature, moisture content and structural orientation.

7. Bibliographie

- [1] Yemshanov, D.; Koch, F. H., McKenney, D. W.; Downing, M. C.; Sapio, F. *Mapping invasive species risks with stochastic models: A cross-border United States-Canada application for sirexnoctiliofabricius*. Risk Analysis, 2009, 29 (6), 868-884.
- [2] United States Department of Agriculture (USDA). Importation of solid wood packaging material. Final environmental impact statement; Available at: https://www.aphis.usda.gov/plant_health/ea/downloads/swpmpfeis.pdf ; Accessed August 2003
- [3] Hansson L; Antti A. L., ; Design and performance of an industrial microwave drier for on-line drying of wood components, 8th International IUFRO Wood Drying Conference, 2003
- [4] Rattanadecho, P. and Suwannapum, N., 2009, *Interactions Between Electromagnetic and Thermal Fields in Microwave Heating of Hardened Type I-Cement Paste Using a Rectangular Waveguide (Influence of Frequency and Sample Size)* , Journal Heat and transfer, 2009, vol.8, pp.1-12.
- [5] Erchiqui, F.; Annasabi, Z. *et al. 3D numerical analysis of the thermal effect and dielectric anisotropy on thawing frozen wood using microwave energy*, International Journal of Thermal Sciences, 2015, vol.89, pp.58-78.
- [6] James W. L., 1975, Dielectric properties of wood and Hardboard: variation with temperature, frequency moisture content, and grain orientation. USDA Forest Service Research Paper, Forest Products Laboratory, Madison (FPL 245): 32;
- [7] Koubaa, A., P. Perré, R. Huchéon, J. Lessard, 2008, Complex Dielectric Properties of the Sapwoods of Aspen, White Birch, Yellow Birch and Sugar Maple. Drying Technology, 26, 5, pp.568-578.

Effectiveness of confining recycled aggregates concrete using bioresourced composite by comparison to traditional ones

Elhem GHORBEL¹, Mariem LIMAIEM^{1,2}

¹ Université Cergy Pontoise Paris Seine, Laboratoire de Mécanique et de Matériaux de Génie Civil, Cergy, France, mariem.limaiem@etu.u-cergy.fr, elhem.ghorbel@u-cergy.fr ; ² Université de Tunis El Manar, École Nationale d'Ingénieurs de Tunis, Laboratoire de Génie Civil, Tunis, Tunisie, oualid.limam@enit.utm.tn;

Keywords : Confining; Recycled aggregates; Concrete, Flax Fibers Reinforced Bioresourced Polymer, Carbone Fiber Reinforced Epoxy Polymer

ABSTRACT:

This research investigates the performance of concrete confined using either commercially Unidirectional Carbone Fiber Reinforced Epoxy Polymer "UCFRE" provided by SIKA Company or Unidirectional Flax Fibers Reinforced Bioresourced Polymer "UFRBP". The concretes under study are C35/45 resistance class formulated using natural aggregates (control formulation) and recycled aggregates provided from demolition wastes. The main objective is to evaluate the effectiveness of confining recycled aggregates concrete using bioresourced composite by comparison to traditional ones.

The first part of this study is dedicated to the characterization of the both resins (determination of the gel point and reticulation duration, glass transition temperature and mechanical behavior) and the unidirectional composites (mechanical characteristics).

The second part is devoted to the experimental study of concretes loaded under compressive tests. The effect of three replacement ratios by mass of natural aggregates by recycled ones is studied (30%, 50% and 100%). It is shown that the effectiveness of confining with UFRBP requires applying two layers of composites instead of one for UCFRE. Moreover, confining the recycled aggregates concretes allows the enhancement of their compressive strength, stiffness as well as their ductility whatever the composite used. For replacement ratios higher than 50% both composites lead to comparable characteristics while for lower replacement ratios UCFRE is more effectiveness than UFRBP.

Using Bioresourced composite for concrete confining seems to have excellent performances comparable to Carbone one which encourages its application for concrete structures in civil engineering.

" RECONSTRUCTION OF THE 3D CRACK PROFILE IN WOOD BASED STRUCTURES BY X-RAY COMPUTED MICROTOMOGRAPHY"

"Hamdi Seif Eddine"¹,

"Rostand Moutou Pitti"^{1,2},

"Eric Badel"³,

"Joseph Gril"¹

¹ "Université Clermont Auvergne, CNRS, Institut Pascal, F-63000 Clermont-Ferrand, France, seif-eddine.hamdi@u-bordeaux.fr"

² " CNAREST, IRT, BP 14070, Libreville, Gabon, rostand.moutou_pittil@uca.fr"

³ "Université Clermont Auvergne, INRA, PIAF, F-63000 Clermont-Ferrand, France, eric.badel@inra.fr"

Résumé :

" L'estimation de la durée de vie des structures à base de bois est affectée par plusieurs sources d'incertitude liées aux variations climatiques et aux propriétés du matériau. La visualisation non destructive par microtomographie à rayons X (μ CT), permet de caractériser les micros-endommagements qui surviennent lorsque les capacités de résistance locales du matériau sont dépassées. Le but de cette étude consiste à déterminer avec précision la position du front de la fissure et à mesurer des valeurs des taux de restitution d'énergie le long du front issu de la corrélation numérique d'images 3D. Un traitement statistique des cartes de micros-fissurations basé sur la densité spatiale d'endommagement est proposé dans le but de reconstruire le profil de fissuration du bois."

1. Introduction

In the last decades, wood-based structures have shown a regain of interest in civil engineering applications [1]. Wood materials are of lower density, renewable, widely available, with high specific strength properties [2]. However, wood fibres present a large variability of types and a complex structure, and behavior [3] (flexibility, mode of rupture, resistance to temperature), which makes the mastering of wood mechanical properties rather complicated. This behavior can be explained by the fact that the morphological characteristics of wood fibres depend on wood type, growth conditions and exploitation methods, resulting in different wood properties [4]. As a consequence, a large variability in the biochemical composition (amount of cellulose, lignin, hemicelluloses, etc.) and in the supramolecular structure (microfibril angle, cellulose crystallinity, size of cells) of wood fibres [8], strongly influences their overall properties (tensile strength, flexibility) and thus the properties of the wood-based structure [4, 5].

One of the key parameters controlling the morphological properties and the mechanical performances of wood-based materials is pore size and density distributions [6]. Understanding and predicting fibre damage mechanisms and crack tip advance, as well as shape deterioration under climatic changes are thus of great interest. During the life cycle, wood fibers are submitted to intensive thermal and mechanical stresses, leading to their rupture [13], two breakage mechanisms are then competing, decohesion (separation of individual fibers leading to a diameter decrease of the initial bundle) and fragmentation [6, 7].

X-ray computed microtomography (X-ray μ CT), is a non-invasive technique used to image three-dimensional (3D) bulk objects. The X-ray μ CT has appeared recently to be a very powerful tool allowing to characterize the microstructure of structural materials [8]. Damage monitoring, dimensional inspection and local characterization are possible in the interior of a material. 3D volumes with a voxel size of a few micrometers can be acquired and reconstructed in about 3 min on a lab-scale apparatus thanks to recent developments in microtomography. Measurement times also range from several hours to a few seconds, depending on the source, detector, material and specimen dimensions. Over the past five to ten years, X-ray μ CT has become an increasingly accepted technique for qualitative and quantitative characterization of the 3D internal structures of materials [8].

The present study focuses on the non-destructive monitoring of wood crack growth. A 3D quantitative volume analysis is investigated using X-ray microtomography. The purpose of this study is to accurately determine the crack position and to estimate the energy release rate values along the front resulting from the numerical correlation of 3D images. A statistical analysis of micro-crack maps based on the spatial density of damage is proposed in order to reconstruct the cracking profile of the wood.

2. Materials and methods

1. MMCG wood specimen

This section presents the experimental setup considered in this study. The tests were carried out on a tropical specie known as Padouk. Figure.1 (a) shows the dimensions of wood specimen, with an overall size 210 x 140 x 25 mm³. The side of the specimen has inclinations with angles of 5° and 10° from the edge and the inferior hill, respectively, as shown in Figure. 1 (b). On both hills, four holes were perforated in order to fix the steel Arcans. The distance between the hole's centers is 110 mm. The steel Arcans, were performed to allow for mixed-mode configurations. An initial crack of 20 mm is machined in the wood specimen in the direction of the fibers.

The MMCG specimen, shown in Figure 1 (b), is defined by the combination of a modified DCB specimen, and CTS specimen, on the one hand, and the observation of stability range of energy release rate versus crack length computed numerically with M θ [8], on the other hand. The main objective of this specimen is to allow for the decrease in the energy release rate during the tests. The wood specimen presented in Figure. 3 (a), is fixed in a framed structure with Arc-formed handles containing symmetrical holes for load application according to various crack mode ratios β . The application of symmetric loads FI with angle $\beta = 0^\circ$ is equivalent to the opening mode, and the application of FII, with angle $\beta = 90^\circ$ corresponds to the shear mode

as shown in Figure 1 (b). The force F is separated into two forces F_x and F_y corresponding to the axis orientations (x , y) and the mixed-mode ratio in plane configuration. In this work, the mixed-mode fracture tests are obtained by applying the loads F_I and F_{II} with angles $\beta = 45^\circ$.

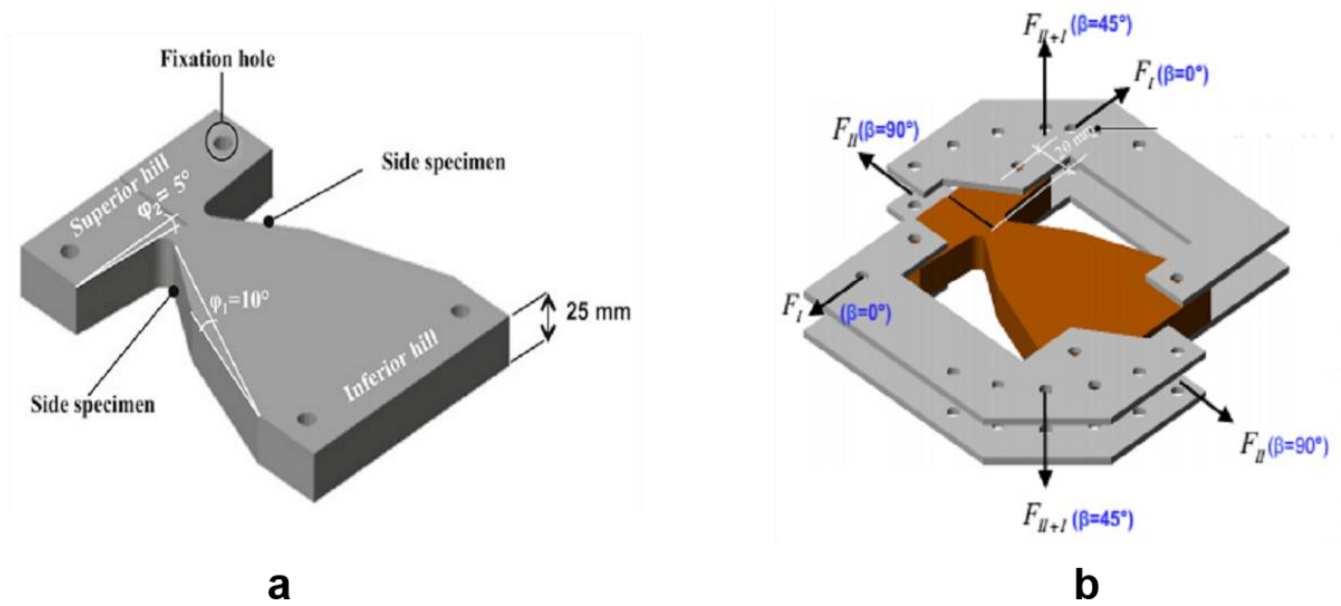


Figure 1. MMCG Padouk wood sample (a), Experimental ARCAN setup (b).

2. X-ray computed microtomography

A Skyscan 1174 X-ray microtomograph was used for microtomographic acquisitions. The instrument was a high-resolution X-ray tomograph scanner with a closed X-ray micro-focus source for non-destructive three-dimensional (3D) microscopy. The maximum peak voltage of the Skyscan 1174 X-ray source was 50 kV with a maximum power of 40 W; it had a tungsten reflection target and a focal spot of 5 μm .

The detection system consists of a 14-bit cooled CCD camera coupled to a scintillator by lenses with 1:6 zoom ranges. Multiple 2D X-ray projections are stored while the sample is rotated. The internal structures are reconstructed as three-dimensional images, which are then used to analyze the morphological and topological parameters of the object [26]. The process is non-destructive and requires no special preparation of the specimen. The Skyscan 1174 microtomograph can acquire images with a minimum pixel size of 6 μm .

The investigated wood samples were placed between the X-ray source and the detector. To obtain high-resolution images using X-ray μCT , the magnification of the system was set in a way such that the container remained within the field of view of the detector for the full rotation cycle. Projection images were taken every 0.3° rotation step over 360°.

After reconstruction, a 3D volume was obtained in consecutive slices from the 2D cross-sectional images of the investigated sample, as shown in Figure 2(a-c). The entire acquisition process took approximately 120-160 min, with an exposure time of 3 500 ms per projection. Once the region of interest (ROI) of the Padouk sample was chosen (Figure 2 (a)), the fibre elements were then segmented and binary images were obtained (Figure 2 (b)). Three-dimensional rendering of the wood sample, as shown in Figure 2 (c), was used to obtain information regarding the crack orientation, wood porosity, density and size distribution. All the 3D volume-rendered images of the Padouk, carried out along this study, had a fixed size of 900 x 800 x 750 voxels for a specimen with a volume of 33 mm^3 and a voxel size of 6.9 μm^3 .

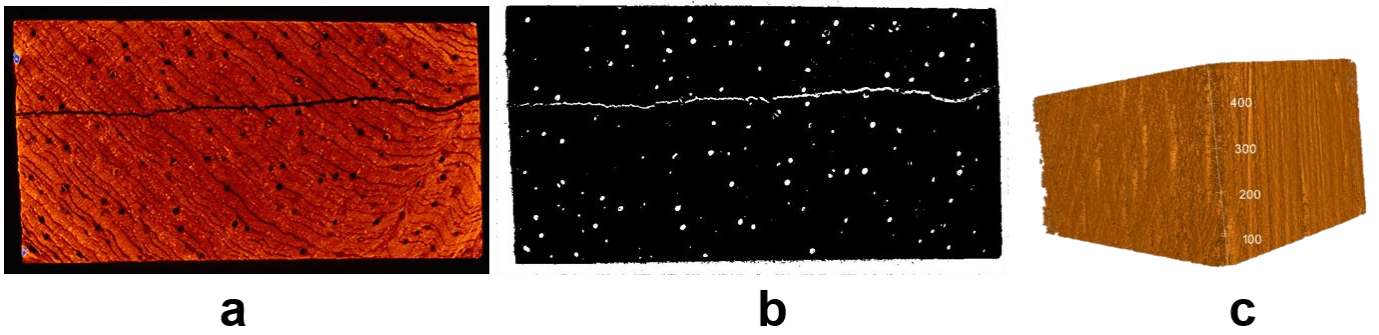


Figure 2. Internal evolution of the crack growth (a), Extraction of porosities by image analysis (b), 3D volume of the cracked Padouk sample (c).

3. Results and discussion

1. Crack growth in mixed mode configuration

In this section, mechanical testing was conducted on two MMCG Padouk (P1 and P2) specimen. Figure .3 (a) present the applied force versus crack opening evolution. Figure .3 (b) illustrate the viscoelastic energy release rate evolution versus crack growth process for mixed mode configuration. The crack growth process can be interpreted as brittle or ductile. If for all cases, the crack growth or damage evolutions in the process zone induce a rigidity decrease, we can note an energy release rate increase during the crack growth advance. With these considerations, for mixed mode configurations, Figure .3 (b) shows a progressive growing of the process zone (phase of energy release rate increasing) and, in the other hand, Figure .3 (a) a stationary phase with a stabilization of its evolution. More precisely, we can observe, for the second Padouk (P2) specimen, a greater energy release rate then the first Padouk (P1) specimen, which correspond on brittle crack tip advance with an approximately peaks values around 120 J/m² for P1 and 157 J/m² for P2. Energy steady state evolution after these peaks illustrate crack growth stabilities for mixed mode.

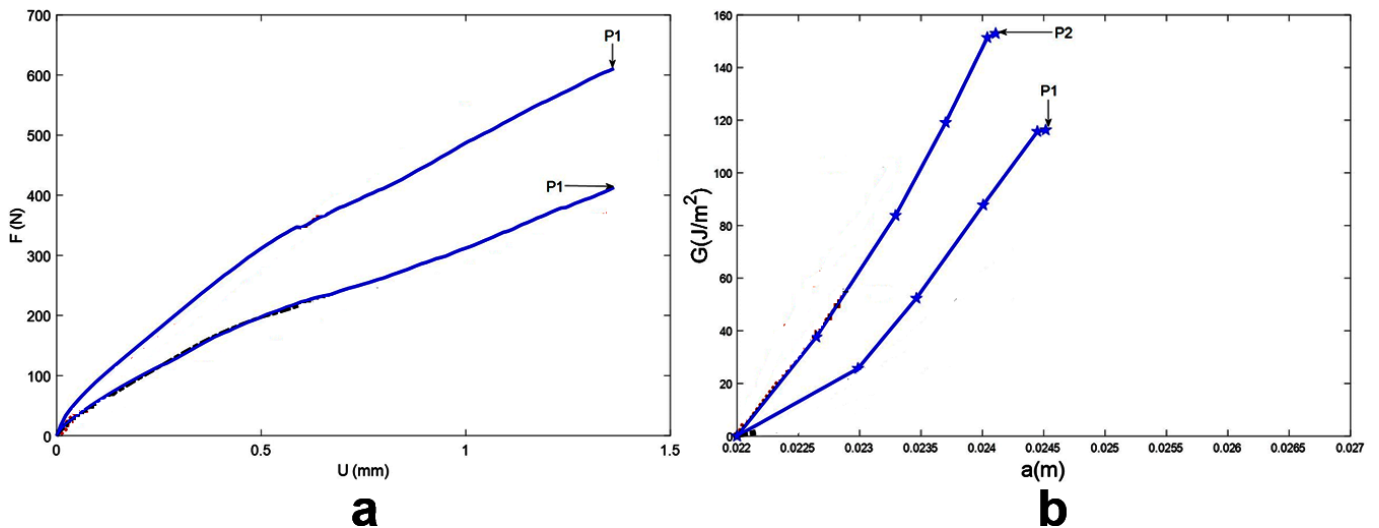


Figure 3. Force versus crack opening evolution (a), Energy release rate evolution according to crack tip advance (b)

2. Reconstruction of the 3D crack growth path

In this section, the overall quality of the crack growth profile assessment is discussed to highlight the strengths and weaknesses of the X-ray CT analysis method. The use of weighted dimensions eliminates the effect of small-scale elements on average. This strategy may be relevant for assessment of the crack opening and direction estimation within the 3D volume rendering.

Although crack length comparison performed by the experimental method and 3D image analysis cannot be directly related to the specific features of the applied methods with regard to the analyzed crack length distribution, it provides some useful information. In fact, the mean length of the crack evolution is a good

indicator of the damage level on MMCG wood samples, which is suitable for comparing the values obtained using different methods. Comparison of individual crack-based measurements is possible by relying on segmented images correlated by the surface density of the analyzed samples, as shown in Figure 4.

The volume-weighted crack length distribution of the analyzed tropical wood samples is calculated from 2D cross images (see Fig. 4). The results showed that crack progress continues inside the MMCG wood samples most likely after this progress ends in the surface of the specimens. In addition, we notice in first hand, that the surface density distribution inside a specific Padouk sample is not homogenous, which tends to accelerate the crack growth speed. In the other hand, X-ray CT showed that Padouk wood presents a high surface density. This can be explained by, the fact that Padouk wood fibers and particles diameters, estimated using the X-ray CT method (Figure 2b), showed a dispersion smaller than 60 μm and larger than 800 μm . Indeed, the conditions of fiber repartition inside the wood material affects the crack growth speed and direction as depicted in Figure. 4. The observation using the 3D scanning method showed that the crack tip progress tends to move towards larger fibers porosity all along crack path.

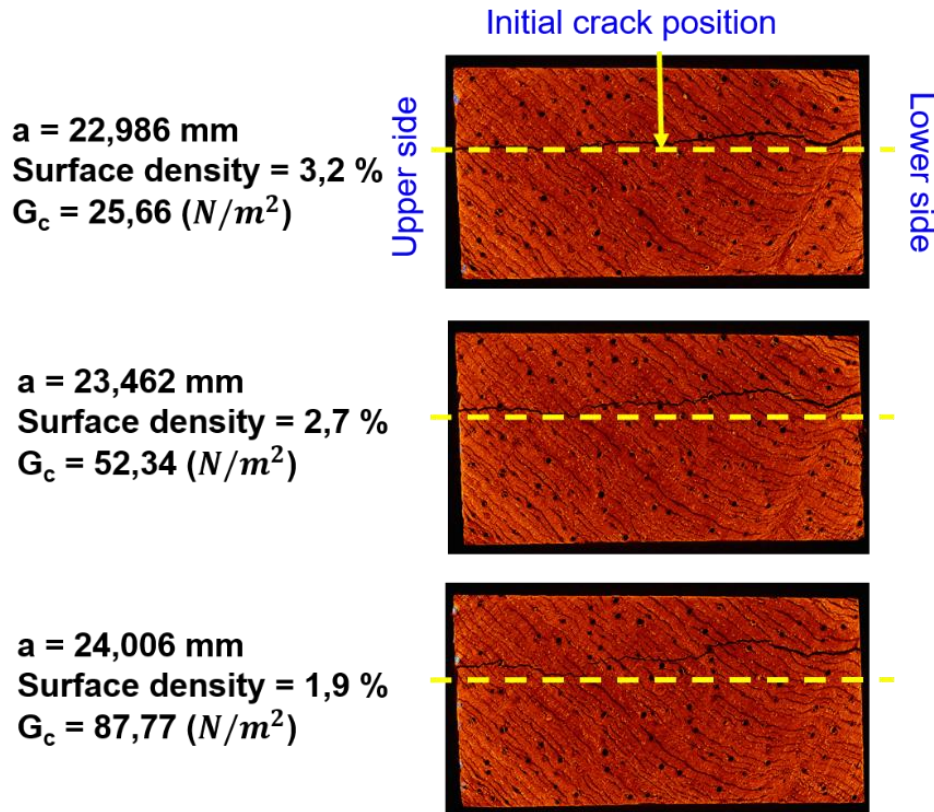


Figure 4. Crack growth path according to surface density of Padouk sample: 2D Cross sectional images extracted from 3D volume of Padouk P1 sample.

4. Conclusion

This study uses the X-ray CT, as a recently developed non-destructive technique, and experimental mixed mode analysis for crack growth monitoring in a tropical wood specie. Surface tracking of crack growth in mechanical and civil engineering structures does not entirely describe the damage behavior inside the structure. This study confirmed that damage progress estimation of heterogeneous material such as wood is difficult. The results revealed that wood porosity and fiber density distribution only available from 3D images may affect the crack tip orientation and the fracture toughness. Volume-weighted analysis based on the X-ray CT can provide a large range of different parameters that may be useful for crack advance monitoring, and then need to be interpreted. Additionally, it appears necessary to use an adaptive and complimentary analysis strategy to take advantage of the strengths of both X-ray micro tomography and other 2D scanning methods.

4. Conclusion

Les auteurs tiennent à remercier vivement l'Agence Nationale de la Recherche (ANR) pour le soutien financier de ce travail à travers le projet CLIMBOIS N ° ANR-13-JS09-0003-01 labellisé par ViaMeca. Les auteurs remercient aussi le CNRS qui à en partie soutenu financièrement ce travail via le projet PEPS "Ingénierie verte".

5. Bibliographie

- [1] Ranjith S, Setunge S. Deterioration Prediction of Timber Bridge Elements Using the Markov Chain. *Journal of Performance of Constructed Facilities* 2011;27:319–25.
- [2] Yu, Y.; Li, J.; Yan, N.; Dackermann, U.; Samali, B. Load capacity prediction of in-service timber utility poles considering wind load. *J. Civil Struct. Hlth. Monit.* 2016, 6, 385-394.
- [3] Nassr, A.A.; El-Dakhkhni, W.W.; Ahmed, W.H. Biodegradation and debonding detection of composite-wrapped wood structures. *J. Reinf. Plast. Comp.* 2010, 29, 2296-2305.
- [4] Riggio, M.; Macchioni, N.; Riminesi, C. Structural health assessment of historical timber structures combining non-destructive techniques: The roof of Giotto's bell tower in Florence. *Struct. Control Hlth.* 2017, 24, e1935.
- [5] Riggio, M.; Sandak, J.; Franke, S. Application of imaging techniques for detection of defects, damage and decay in timber structures on-site. *Constr. Build. Mater.* 2015, 1241-1252.
- [6] Faggiano, B.; Marzo, A. A method for the determination of the timber density through the statistical assessment of ND transverse measurements aimed at in situ mechanical identification of existing timber structures. *Constr. Build. Mater.* 2015, 101, 1235-1240.
- [7] Lanata, F. Monitoring the long-term behaviour of timber structures. *J. Civil Struct. Hlth. Monit.* 2015, 5, 167-182.
- [8] Mayo S., Evans R., Fiona C., Lagerstrom R. X-ray phase-contrast micro-tomography and image analysis of wood microstructure. *Journal of Physics*, 2009, 186.

CARACTERISATION MECANIQUE DE PLAQUE DE COPEAUX DE BOIS STABILISES AU POLYSTYRENE EXPANSE RECYCLE

KAHO S.P., KOUADIO K.C., KOUAKOU C.H., EMERUWA E.

*Laboratoire de géomatériaux et technologie de l'habitat
UFR des Sciences de la Terre et des Ressources Minières, Université Félix Houphouët Boigny, Abidjan, Côte d'Ivoire.*

Résumé :

Dans le but de valoriser des déchets de l'industrie du bois et des déchets de polystyrène expansé, des plaques de copeaux de bois stabilisés au polystyrène expansé recyclé (PSEr) ont été réalisées. Leurs caractéristiques mécaniques ont été déterminées par des essais de flexion trois points et de compression.

Les résultats montrent que les résistances mécaniques augmentent avec le taux de PSEr aussi bien en flexion qu'en compression. Elles passent donc de **1,8 MPa** pour **15%** de PSEr à **7,12 MPa** pour **30%** de PSEr en flexion ; et pour les mêmes teneurs en PSEr, de **2,96 MPa** à **18,14 MPa** en compression. Ces propriétés permettent d'envisager leur utilisation dans de nombreux domaines dont le bâtiment.

Mots clés : copeaux de bois, polystyrène expansé, résistance mécanique, utilisation.

Thème 4 : Matériaux/Procédé d'élaboration

1. Introduction

Depuis sa découverte, la matière plastique n'a cessé de gagner du terrain dans le quotidien de l'homme. De nos jours, un grand nombre de matériaux traditionnels comme le bois, les métaux, la faïence, le verre et les fibres naturelles peuvent être remplacés par les plastiques. Le polystyrène, l'un des plastiques parmi plus de 700 types connus à ce jour est, du fait de ses propriétés, le matériau idéal pour l'emballage des marchandises fragiles, des appareils électroménagers et des aliments périssables (MENS, 2001). Cependant, après son utilisation, le polystyrène génère d'importante quantité de déchet non biodégradable à cause de son faible taux de recyclage. Ces déchets sont à forte dissémination à cause de leur faible densité posant ainsi un impact négatif important sur l'environnement.

Aussi, le bois est un matériau essentiel au confort de l'homme, mais sa transformation depuis la bille de bois jusqu'aux différents produits, engendre d'énormes quantités de déchets. Ces déchets ne sont pas pour la plupart valorisés dans les pays producteurs de bois comme la Côte d'Ivoire et sont généralement incinérés entraînant un dégagement de CO₂, sinon, laissés sur place. Ils forment dans ce cas des tas immenses et souvent en pleine ville.

Dans le but de contribuer à valoriser ces déchets et proposer une solution pour leur gestion, des plaques ont été élaborés à base de polystyrène expansé (PSE) et de copeau de bois. Ce travail vise à déterminer les propriétés mécaniques de ces plaques.

2. Matériel et méthode de caractérisation

1. Matière première et méthode d'élaboration

La matière première utilisée dans le cadre de ce travail est constituée de copeaux de bois et de polystyrène expansé.

Le polystyrène a été dissout dans un solvant ce qui a permis d'obtenir de la résine de PSE qui a servi de liant pour la confection des plaques. Les plaques composites ont été élaborées dans des proportions de 15%, 20%, 25% et 30% de PSE (pourcentage volumique) selon le schéma ci-dessous.

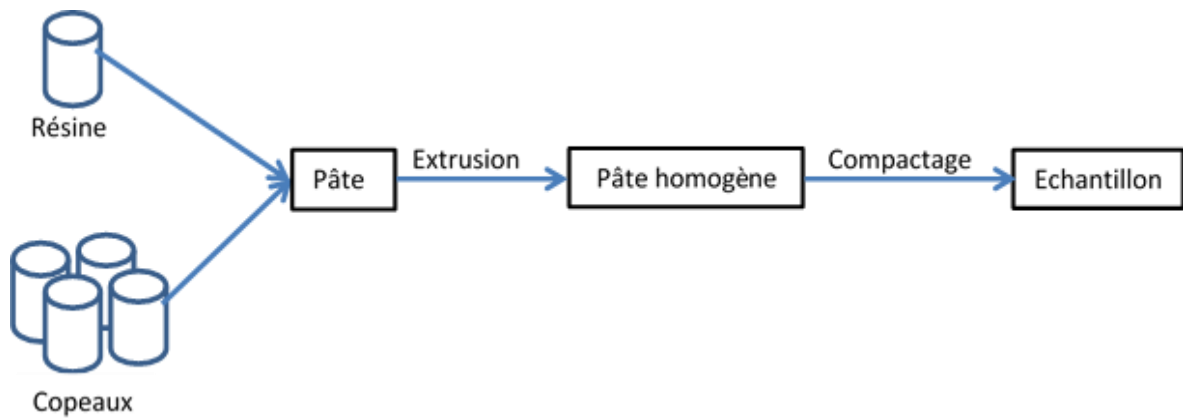


Figure 1 : Méthode d'élaboration des plaques composites

Après 25 jours de séchage les échantillons ont été caractérisés en flexion trois points puis en compression.

2. Essai de résistance à la flexion trois points

L'essai de caractérisation à la flexion trois points a été réalisé à l'aide d'une presse de flexion ELE (**figure 1**) selon la norme ASTM D 790-81 (**Rouby, 2005**). Les échantillons à caractériser ont été posés sur deux (2) appuis simples distant de « L », puis la charge « F » a été appliquée à mi-distance entre les appuis jusqu'à la rupture de l'échantillon.

La résistance à la flexion est donnée par l'équation (1) :

$$\tau = \frac{3.F.L}{2.l.h^2} \quad (1)$$

Avec :

τ : la résistance à la flexion en MPa,

F : la charge à la rupture en N,

L : la distance entre les appuis en mm,

l : la largeur de l'échantillon,

h : l'épaisseur de l'échantillon.



Figure 1 : Dispositif de flexion

3. Essai de résistance à la compression

L'essai de compression a été réalisé à l'aide d'une presse de compression hydraulique ELE (**figure 2**) sur des échantillons secs et humides. Cet essai a été réalisé sur des échantillons de dimensions $2,7*5*10 \text{ cm}^3$. Trois (3) éprouvettes ont été prélevées pour chaque teneur pour l'essai. Les échantillons testés sont posés sur leur section ($2,7*5 \text{ cm}^2$) sur la presse (**figure 2**). La résistance à la compression est donnée par la formule ci-dessous.

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (2)$$

Avec :

F : la charge à la rupture en N

S : Surface chargée en mm^2

σ : Résistance à la compression en MPa.



Figure 2 : Presse hydraulique de compression

2. Résultats et interprétations

1. Essai de résistance à la flexion trois points.

Les résultats de l'essai de flexion trois points sont présentés sur la figure ci-dessous.

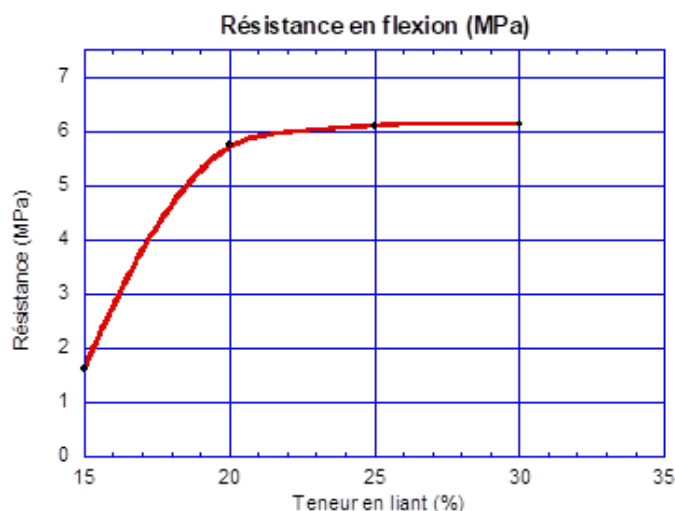


Figure 3 : Courbe de variation de la flexion trois points en fonction de la teneur en liant

Cette courbe montre que la résistance en flexion des plaques composites augmente de 15% à 25% de liant ; elle passe de 1,62 MPa pour 15 % de liant à environ 6,14 MPa pour 25 % de liant. Après 25% de liant la résistance tend à se stabiliser autour de 6.14 MPa. Les résistances obtenues à partir de 20% de liant sont au-delà des valeurs de la norme NBN EN 1339 (BNOR, 2004) qui exige une résistance en flexion supérieur ou égale à 3,4 MPa.

L'augmentation de la résistance peut être liée à l'amélioration des liaisons entre les copeaux de bois et le liant (PSE). En effet l'augmentation de la teneur en liant entraîne une meilleure imprégnation des copeaux et un enrobage plus important ce qui a pour conséquence un renforcement des liaisons au séchage. On pourrait expliquer la stabilisation de la résistance à partir de 25% de liant par une saturation des copeaux en liant. Cela se constate au démoulage avec des échantillons qui ont tendance à s'étaler au séchage.

2. Essai de résistance à la compression

Les résultats de l'essai de compression sont présentés sur la figure ci-dessous.

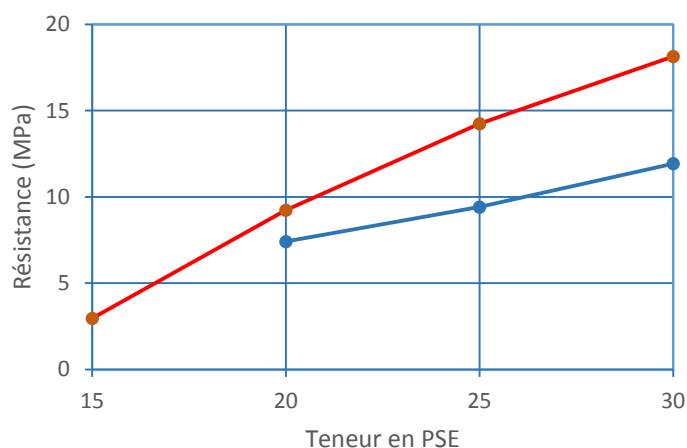


Figure 4 : Courbe de variation de la résistance à la flexion en fonction de la teneur en liant

La figure 4 présente les courbes de résistance sèche (rouge) et humide (bleu) des échantillons des plaques composites. Ces courbes sont croissantes dans l'ensemble ; la résistance en compression des plaques augmente avec la teneur en PSE. Cependant, les résistances sèches sont plus élevées que les résistances humides.

Tout comme dans le cas de la résistance à la flexion l'augmentation de la résistance peut être liée à l'amélioration des liaisons entre le liant et les copeaux de bois. En effet, lorsque le liant augmente dans les composites, il assure de plus en plus l'enrobage des copeaux de bois ce qui renforce les liaisons d'où l'amélioration de la résistance en compression.

Cependant, la baisse de la résistance humide par rapport à la résistance sèche pourrait être liée à la désorganisation des liaisons entre la matrice (le liant) et les copeaux de bois. En effet, lorsque les composites sont immergés l'eau absorbée occupe d'abord les pores inter-particulaires avant de pénétrer dans les ports intra-particulaires (Almusawi, 2017). Une fois dans les ports intra-particulaires, les copeaux de gonflent ; alors que la matrice qui n'en absorbe pas à cause de son caractère hydrophobe reste identique à elle-même. Ce caractère contradictoire de ces deux constituants vis-à-vis de l'eau fragilise les liaisons entre eux, d'où la chute de la résistance humide. De plus, pour les plaques.

4. Conclusion

Ce travail est une voie de valorisation des déchets de PSE et de bois par l'élaboration de plaques composites. Ces plaques composites présentent des résistances mécaniques allant jusqu'à 7,12 MPa en flexion et à 18,14 MPa en compression. Ces propriétés permettent d'envisager leur utilisation dans de nombreux domaines dont le bâtiment.

5. Références bibliographiques

- (1) Almusawi Aqil M. (2017), ‘‘Mise en œuvre et optimisation des propriétés d’une structure Sandwich en Matériaux Biosourcés (Fibre et Bois de chanvre) avec une Matrice en Polystyrène pour le Bâtiment’’, Thèse de doctorat, Belfort-Montbéliard, 156p.
- (2) Le marquage CE et BENOR NORME(2004) : les contrôles et leurs significations, 2p.
- (3) Milieu, Éducation, Nature & Société (MENS) (2001) ‘‘ Le recyclage des plastiques’’, Dossier sur l’environnement, 19p
- (4) Rouby D. (2005), ‘‘Introduction aux matériaux composites : propriétés mécaniques des composites dans la pratique des essais’’, Cours M6 de l’INSA de Lyon, 9p

" Influence de la pression d'injection, de la température d'injection et de la cavité sur le moulage du capuchon en Composites de Polyéthylène "

Koffi A.^{1,2}, * Koffi D.^{1,2}, Toubal L.^{1,2}, V. Dubé¹
Demagna.Koffi@uqtr.ca

1-Université Du Québec à Trois-Rivières (UQTR), Département de Génie Mécanique, CP 500, Trois-Rivières (QC), G9A 5H7, Canada

2- Centre de Recherche sur les Matériaux Lignocellulosiques (CRML), UQTR, CP 500, Trois-Rivières (QC), G9A 5H7, Canada

Résumé :

Le moulage par injection (IM) est l'une des techniques les plus couramment utilisées pour le moulage des plastiques. Choisir les bonnes valeurs de paramètres d'injection est fondamental. En effet, des paramètres tels que la température du moule, la température de fusion du matériau, la pression d'injection et la vitesse modifient les propriétés mécaniques des pièces obtenues après moulage. Cependant, des études sur la façon dont les paramètres de moulage par injection influencent les propriétés des composites sont très limitées [1,2]. Dans cette étude, la température d'injection, la pression d'injection et la température de la cavité en plus de la teneur en fibre ont été modifiées au cours du processus d'injection du capuchon en composite polyéthylène-fibre de bouleau. Les essais ont montré que le changement de la température d'injection, la pression d'injection et la température de la cavité ont profondément influencé l'aspect morphologique des pièces moulées. Les défauts sont en effet apparus compte tenu de la pression ou de la température d'injections utilisées sur la face ou sur un côté de certaines pièces ; et dans certains cas, les pièces sont moulées sans défaut. Les mêmes paramètres ont influencé l'aspect mécanique comme la dureté et la charge maximale que les pièces peuvent supporter.

1. Introduction

Les composites de fibres naturelles (CFN) constituent un groupe relativement nouveau d'éco-matériaux. Après des décennies de développement de haute technologie de fibres synthétiques ou artificielles telles que le carbone, l'aramide et le verre, il est remarquable de constater de nos jours que les fibres naturelles comme le lin, le jute, le chanvre, le sisal, le kenaf, etc. ont suscité un énorme intérêt, en particulier comme un substitut de la fibre de verre dans l'industrie automobile. Les différents avantages des fibres naturelles sur le verre et les fibres synthétiques ou artificielles sont leurs propriétés mécaniques spécifiques, le faible coût, la faible densité, non abrasives aux équipements et sans irritation de la peau, la réduction de la consommation d'énergie, le moindre risque pour la santé, le renouvellement, la recyclage et la biodégradabilité[3-9].

Le polyéthylène (PE) est l'un des thermoplastiques les plus utilisés dans le monde en raison de ses bonnes propriétés telles que la ténacité, l'absorption d'humidité proche de zéro, une excellente inertie chimique, un faible coefficient de frottement, la facilité de traitement. PE est utilisé dans de nombreuses applications telles que des tuyaux, des conteneurs et d'autres produits et est également utilisé comme matériau isolant électrique pour les applications de fils et de câbles en raison de sa haute rigidité diélectrique et de sa très faible conductivité électrique [1, 2]. Les propriétés mécaniques et physiques du PE dépendent de manière significative de variables telles que le type de ramification, la structure cristalline et le poids moléculaire. Les nouveaux composites qui incluent le PE comme matrice sont largement utilisés dans de nombreuses applications avec de meilleures propriétés mécaniques et physiques par rapport au polymère seul. Les composites PE sont utilisés dans les emballages, le stockage électrique, l'énergie thermique, les applications automobiles, les applications biomédicales et spatiales. Les composites de polyéthylène renforcés de fibres naturelles sont traités par de nombreuses techniques telles que l'extrusion, le moulage par injection, le moulage par compression et le moulage par rotation [1]. Les propriétés mécaniques des composites à base de polymère de fibres naturelles dépendent de plusieurs facteurs tels que le contenu et l'orientation de la fibre, la longueur de la fibre, l'adhésion interface fibre-matrice, la technique du moulage et de ses paramètres [10-16].

La température a une influence profonde sur la formation de tout matériau. Toute modification de la microstructure a un impact direct sur les propriétés des matériaux, telles que la résistance à la traction et le module. Cependant, seul un nombre limité d'études ont été menées dans le passé pour étudier l'influence de la température de traitement sur les propriétés mécaniques de divers types de CFN [17-20]. Certaines recherches ont déjà montré l'influence de la température sur le module élastique des composites de polyéthylène renforcés avec des fibres de kératine [33]. Bien que les propriétés de traction du faisceau de fibres kenaf ne soient pas significativement affectées tant que le traitement est inférieur à 1 heure.

L'augmentation de la pression lors du moulage des composites d'hydro-hydroxyapatite de polypropylène à l'aide d'une presse à chaud a montré une augmentation de la densité, de la cristallinité, de la résistance à la traction et du module [21]. La même étude a également indiqué l'influence de la température sur la résistance aux impacts, la résistance à la traction et le module des composites. Une meilleure compréhension de la façon dont le moulage peut affecter les propriétés mécaniques des composites entraînerait un meilleur contrôle de la qualité des matériaux composites résultants, en particulier lorsque des performances mécaniques optimales sont attendues. Par conséquent, des techniques et des paramètres de moulage appropriés doivent être soigneusement sélectionnés afin de produire les meilleures pièces en CFN. Le moulage par injection (IM) est l'une des techniques de traitement habituellement utilisées en raison de

l'économie, de la grande quantité et de l'opération de finition post-moulage. L'IM se caractérise par des taux de production rapides et est principalement une technique de transformation en série. Il est par exemple utilisé pour produire au moins 50% en poids de polymères renforcés de fibres courtes. Il a été démontré que les conditions de fonctionnement du moulage par injection et la quantité de fibres pourraient affecter les propriétés des matériaux composites [22, 23]. Cependant, des études sur la façon dont les paramètres de moulage par injection influencent sur les propriétés des composites sont très limitées [23, 25]

Une entreprise du Québec fabrique des roues en nylon pour les chariots. L'entreprise est intéressée à fabriquer certaines pièces localement et remplacer le nylon actuellement utilisé par un composite de fibres naturelles. Ce changement de matériau réduira les coûts liés à l'utilisation de la matière première tout en se démarquant par son caractère écologique. Cet article rapporte la fabrication des capuchons par injection en variant les paramètres d'injection et l'étude des performances mécaniques des pièces obtenues avec le nouveau matériau.

2. Matériaux et méthodes

Pour fabriquer la pâte nécessaire à la fabrication des granules, la fibre de bouleau du CRML, le MAPP (maelic anhydride grafted polypropylene) de Eastman comme agent de couplage et le HDPE (High Density Polyethylene) de NOVA Chemicals ont été utilisés. Les trois ingrédients sont alors chauffés et mélangés à l'aide de deux rouleaux chauffants du Brabender (Fig.1-c) La pâte obtenue est refroidie et déchiquetée à l'aide d'une meuleuse industrielle. On obtient alors des granules servant à alimenter la vis d'injection lors de la fabrication de pièces moulées. Plusieurs paramètres d'injection ont été testés afin de trouver les valeurs permettant une injection optimale. Une presse Akesson de 75 tonnes a été utilisée pour faire les essais. Dans cette étude, la température de fusion, la pression d'injection et la température de la cavité ont été modifiées au cours du processus d'injection du capuchon en composite de fibre de polyéthylène-bouleau pour avoir de meilleurs Capuchon. Par la suite, des tests d'impact (fig.1-b) et de dureté avec un duromètre à échelle D ASTM D2240 (fig.1-a) ont été effectués. Ce type d'appareil est utilisé pour tester la dureté des caoutchoucs, des plastiques semi-rigides et des plastiques rigides.

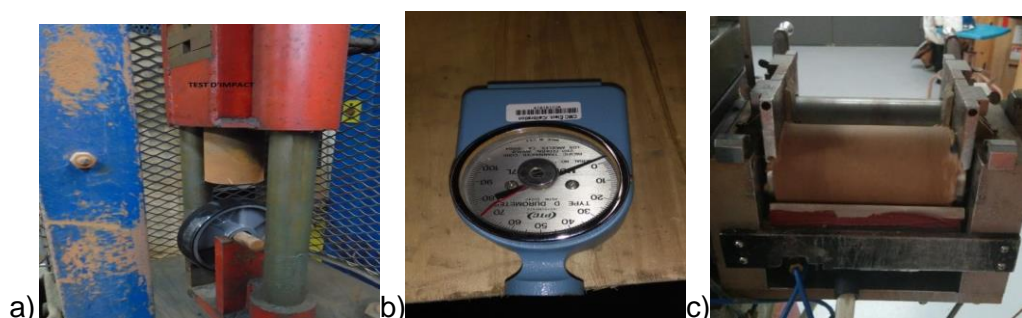


Figure 1. Outils, a) Banc d'essai d'impact, b) Duromètre à échelle D ASTM D2240, c) Brabender

3. Expérimentations, résultats et discussion

1. -HDPE + 10% de fibres de bois

Le tableau 1 présente les paramètres d'injection modifiés au cours du processus d'injection.

Tableau 1: Paramètres d'injection des capuchons en fibres de bois de 10%

	Température du matériau (°C)	Température de la cavité (°C)	Pression (Bar)
Test1	170	275	50
Test2	165	255	50
Test 3	160	145	50

Au cours de ces trois essais, tous les bouchons ont été bien moulés ; et plus la température est basse, plus l'aspect brunâtre et brûlé des capuchons diminue (fig.2).



Figure 2. Capuchon à 10% de fibres de bois

2. -HDPE + 20% de fibres de bois

Le tableau 2 présente les paramètres d'injection modifiés au cours du processus d'injection

Tableau 2: Paramètres d'injection des capuchons en fibres de bois de 20%

	Température du Matériau(° C)	Température de la Cavité (° C)	Pression (Bar)
Test 1	150	235	50
Test 2	150	260	50
Test 3	150	260	60

Lors du premier test (température du matériau, 150 ° C, température de la cavité 235 ° C, pression d'injection 50 bars), les défauts sont apparus sur la face de la pièce (fig 3 a). Lors du test 2, seule la température de la cavité a été portée à 260 ° C (température du matériau, 150 ° C, température de la cavité 260 ° C, pression d'injection 50 bars). Les défauts n'apparaissent pas sur la face mais sur un côté de la pièce (fig. 3 b).

L'augmentation de la pression de 50 à 60 bars dans l'essai 3 (température du matériau, 150 ° C, température de la cavité 260 ° C, pression d'injection 60 bar) a donné des pièces sans défaut (fig. 3 c)



Figure 3. Capuchon à 20% de fibres de bois HDPE

3. -HDPE + 30% de fibres de bois

Les changements de paramètres pendant l'injection sont enregistrés dans le tableau 3

Tableau 3: Paramètres d'injection des capuchons en fibres de bois de 30%

	Température du Matériau(° C)	Température de la Cavité (° C)	Pression (Bar)
Test 1	150	260	60
Test 2	145	260	60

Lors du premier test (température du matériau, 150 ° C, température de la cavité 260 ° C, pression d'injection 60 bars), certains défauts sont apparus sur le côté de la pièce qui est brûlé comme indiqué sur la fig.4a.

La diminution de la température de fusion de 150 à 145 ° C dans l'essai 2 (température de fusion, 145 ° C, température de la cavité 260 ° C, pression d'injection 60 bars) a permis d'obtenir des pièces sans défaut comme le montre la fig.4b.

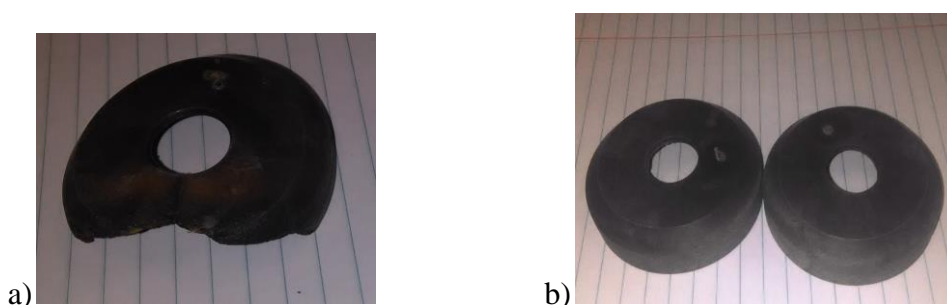


Figure 4. Capuchon à 30% de fibres de bois, a) b) ?

4. -HDPE + 40% de fibres de bois

Les changements de paramètres pendant l'injection sont enregistrés dans le tableau 4

Tableau 4: Paramètres d'injection des capuchons en fibres de bois de 40%

	Température du matériau (° C)	Température de la cavité (° C)	Pression(Bar)
Test1	160	360	50
Test2	175	360	50

Le test (1) a donné les meilleurs résultats. Les pièces moulées avec le composite de fibre naturelle à 40% ont un aspect brunâtre (brûlé).

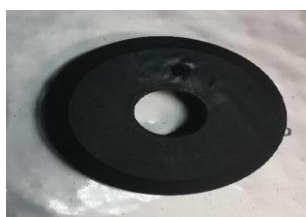


Figure 5. Capuchon à 40% de fibres de bois

5. Test d'impact

La fig. 6 montre les résultats du test d'impact.

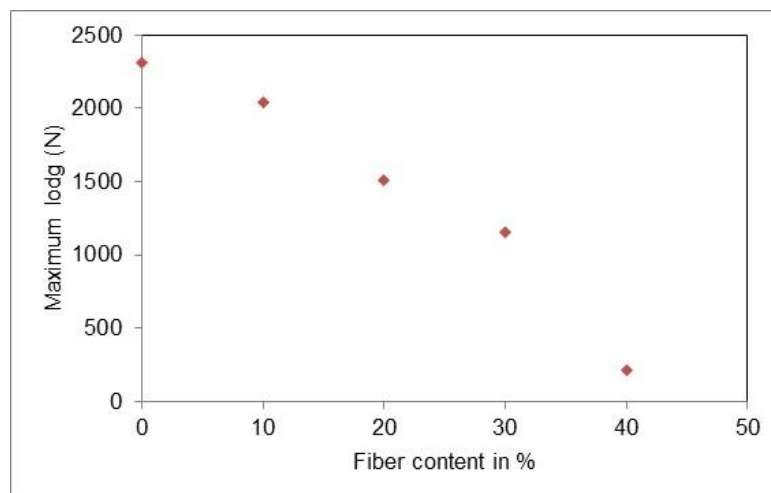


Figure 6. Résultats du test d'impact

Il convient de noter que lorsque le pourcentage de fibres augmente, la charge maximale diminue. La charge maximale de la pièce à 40% est faible parce que les fibres sont pratiquement brûlées.

5. Essai de dureté

La fig.7 montre les résultats du test de dureté

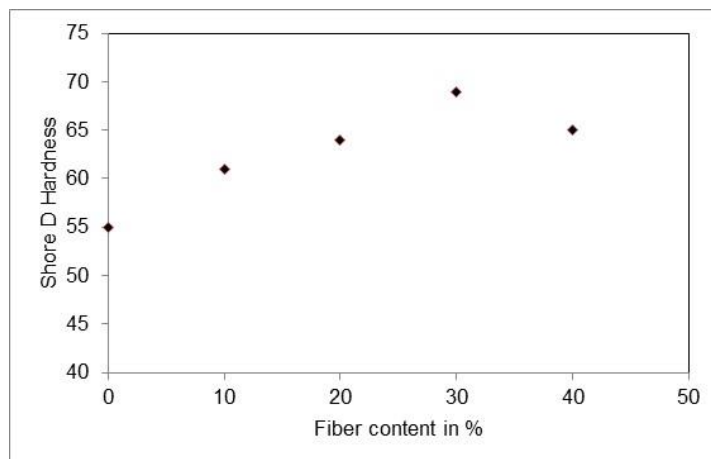


Figure 7. Courbe de tests de dureté Shore D

Lorsque le pourcentage de fibres augmente, le capuchon devient plus dur. Sur l'échelle D, les valeurs des pièces de 20, 30, 40 % ont dépassé 65, supérieure au minimum requis de 50; satisfaisant pour plusieurs pièces fabriquées à l'usine Selon le tableau de comparaison des échelles de dureté (Fig.8)

SHORE HARDNESS SCALES

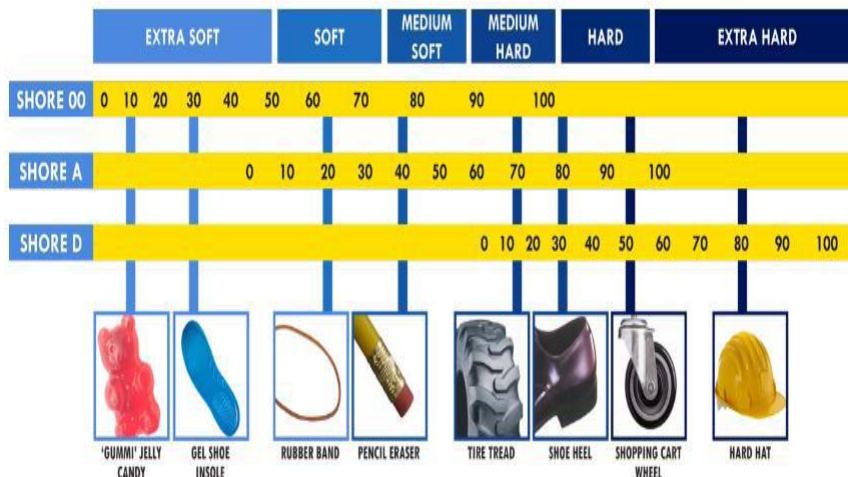


Figure 8. : Comparaison des échelles de dureté[24]

4. Conclusion

Bien que la dureté du matériau soit similaire à celle du nylon, les pièces sont très fragiles en flexion. Ces deux phénomènes peuvent s'expliquer par la perte d'élasticité de la résine et les propriétés mécaniques de la fibre. Le changement de la température de fusion, de la pression d'injection et de la température de la cavité ont profondément influencé l'aspect morphologique et mécanique des capuchons injectés.

Bibliographie

- [1]. NOORUNNISA KHANAM P. , MARIAM AL ALI ALMAADEED Processing and characterization of polyethylene-based composites, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, 1:2, 63-79, 2015
- [2]. . HUANG A., KIM Q. KE, C, ZHONG H., Wei, P. G. WANG, F. LIU and P. JIANG: *Polym. Eng. Sci.*, , 47, (7), 1052–1061
- [3]. MOHANTY A.K., MISRA M, DZRAL L.T., Sustainable bio-composites from renewable resources: Opportunities and challenges in the green materials world, *J. Polym. Environ.* 10 (2002) 19-26.
- [4]. BLEDZKI A.K., FARUK O., SPERBER V.E. , Cars from bio-fibres, *Macromol. Mater. Eng.* 291 (2006) 449-457.
- [5]. ASHORI A., Wood-plastic composites as promising green-composites for automotive industries, *Biores. Technol.* 99 (2008) 4661-4667.
- [6]. AYRILMIS N. , JARUSOMBUTI S., FUEANGVIVAT V., BAUCHONGKOL WHITE R.H, Coir fiber reinforced polypropylene composite panel for automotive interior applications, *Fibers Polym.* 12 (2011) 919-926.
- [7]. NETRAVALI A.N., CHABBA S. , Composites get greener, *Mater. Today* 6 (2003) 22-29.
- [8]. RIEDEL U., NICKEL J., Natural fibre-reinforced biopolymers as construction materials-new discoveries, *Angew. Makromol. Chem.* 272 (1999) 34-40
- [9]. TISSANDIER C, VAZQUEZ FLETES RC, GONZALEZ-NUNEZ R, Microcellular agave fibre high density polyethylene composites produced by injection molding. *J Mater Sci Eng* 2012; 11: 677–692
- [10]. BRAHMAKURA M., PAVITRAN C., PILLAI R.M., Coconut fiber reinforced polyethylene composites: Effect of natural waxy surface layer of the fiber/matrix interfacial bonding and strength of composites. *Composites Sci.Technology*,2005, 65:563-569

- [11]. TUNGJITPORNKULL S., SOMBATSOMPOP N., Processing technique and fiber orientation angle affecting the mechanical Properties of E-Glass fiber reinforced wood/PVC composites. *J. Mater.Process. Technol.*, , 209:3079-3088 2009
- [12]. KHALID M., RATNAM C.T. , CHUAH T.G., Ali, S. CHOONG T.S.Y.. Comparative study of Polypropylene composites reinforced with oil palm empty fruit bunch fiber and oil palm derived cellulose.*Mater. Design*, 29:173-178 2008
- [13]. HUDA M.S. , DRZAL L.T., Mohanty A. K., Misra M. Effect of fiber surface-treatments on the properties of laminated bio composites from poly (lactic acid) (PLA) and kenaf fibers. *Composites Sci. Technol.*, 2008, 68: 424-432
- [14]. YANG H.S., KIM H.J., PARK H.J., Lee B.J., HWANG T.S.. Effect of compatibilizing agents on rice-husk flour reinforced polypropylene composites *Composite Structure*, 2007, 77:45-55
- [15]. MATHUR R.B. , DHAKATE S.R, GUPTA D.K., Dhami T.L., Aggarwal . R.K. Effect of different carbon fillers on the properties of graphite composites bipolar plate. *J.Mater.Process.Technol.*, 2008, 203:184-192
- [16]. .MEGAT .M - YUSSOF, .ABDUL LATIF M.R, .RAMLI M.S. Optimizing injection processing parameters for enhanced mechanical performance of oil palm empty bunch fruit high density polyethylene composites. *J.Applied Sci.*, 2011, 11 (9): 1618-1623
- [17]. QUIJANO-SOLIS , C. YANG N., ZHANG S.Y.. Effect of mixing conditions and initial fiber morphology on fiber dimensions after processing. *Composites Part A: Applied Sci. Manuf.*, 40:351-358 , 2009
- [18]. XUE , Y. DU Y. . ELDER S., WANG , K. ZHANG J.,. Temperature and loading rate effects on tensile properties of kenaf bast fiber bundles and composites. *Composites Part B: Eng.*, 40:189-196., 2009
- [19]. BARONE J.R., SCHMID W.F. LIEBNER ., C.F.E. Compounding and molding of polyethylene composites reinforced with keratin feather fiber. *Composites Sci. Technol.*, 65 : 683-692, 2005
- [20]. Ota W.N., AMICO S.C., SATYANARAYANA K.G.. Studies on the combined effect of injection temperature and fiber content on the properties of polypropylene-glass fiber composites. *Composites Sci. Technol*, 65 :873-881, 2005
- [21]. SAINT-MARTINA G., SCHMIDT F., DEVOS P., LEVAILLANT C., *Polymer Testing*, 22, 947 (2003).
- [22]. MOHANTY A. K., WIBOWO , A. MISRA M., DRZAL L. T., *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 35, 363 (2003)
- [23]. SATYA PANIGRAHI; XUE Li; LOPE TABIL, *Injection Moulding Processing of Flax Fibre-reinforced Polyethylene Bio composites*, *International Conference on Flax and Other Bast Plants 2008* , 399- 407
- [24]. *Comparaison des échelles de dureté de l'entreprise ROMA, Québec, Canada*
- [25]. KOFFI A., KOFFI D., TOUBAL L. ,*Injection Molding Parameters Influence on PE Composites Parts*, *International Journal of Engineering Research and Development e-ISSN: 2278-067X, p-ISSN: 2278-800X, www.ijerd.com Volume 12, Issue 10 (October 2016), PP.29-39*

Évaluation du comportement et de l'endommagement d'un composite thermoplastique renforcé par des fibres courtes de bois

Lotfi Toubal¹, Demagna Koffi¹,
Agbelenko Koffi¹, Mahdi Mejri¹,
Alencar Bravo¹, Fouad
Erchiqui²

¹ " Centre de recherche sur les matériaux lignocellulosiques, Université du Québec à Trois-Rivières, QC, Canada, lotfi.toubal@uqtr.ca, demagna.koffi@uqtr.ca, Agbelenko.Koffi@uqtr.ca, Mahdi.Mejri@uqtr.ca, alencar.soares.bravo@uqtr.ca "

² " Laboratoire de Nanotechnologie et Bioplasturgie, Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue, QC, Canada, fouad.erschiqui@uqat.ca "

Résumé :

Les plastiques les plus utilisés pour la conception des éléments de machines sont des plastiques standards ou techniques. Ces derniers offrent une meilleure performance, mais leur prix reste trop élevé comparé aux plastiques standards tels que le polyéthylène et le polypropylène. La hausse du prix du pétrole par son épuisement, la non-renouvelabilité et la pollution engendrée par ces plastiques imposent de trouver d'autres sources de matières premières pour les remplacer en tout ou en partie (matériaux composites). L'alternative proposée dans cette étude consiste à renforcer le polyéthylène par des fibres de bois, en particulier les fibres de bouleau très répandues au Québec, ce qui permettra de valoriser les ressources forestières, tout en diminuant l'utilisation du plastique. Ce travail a comme objectif d'élargir le champ d'application des éco-matériaux pour des pièces structurales. Les résultats montrent une amélioration du module de Young et de la contrainte maximale en fonction de l'augmentation du taux des fibres. L'utilisation de l'émission acoustique a permis de suivre le comportement et l'endommagement de notre matériau. De plus, les résultats ont montré une bonne endurance en fatigue de ce matériau.

1. Introduction

Dans le domaine des matériaux, les plastiques, présentent des qualités intéressantes : ils sont très abondants, peu coûteux, légers, durables, résistants à la corrosion, en plus d'avoir des propriétés d'isolation thermique et électrique élevées. Vu ces caractéristiques, le succès commercial des plastiques n'est pas totalement surprenant. La diversité des matériaux plastiques et la polyvalence de leurs propriétés sont utilisées pour réaliser une vaste gamme de produits qui apportent des progrès technologiques à l'industrie, des économies aux entreprises et de nombreux avantages à la société [1]. La fabrication d'articles en plastique a ainsi augmenté considérablement au cours des 60 dernières années, passant d'environ 0,5 million de tonnes en 1950 à plus de 260 millions de tonnes aujourd'hui [2]. Presque tous les aspects de la vie quotidienne impliquent des plastiques : dans les transports, les télécommunications, les matériaux d'emballage qui facilitent le transport d'une large gamme de produits alimentaires, etc., [2]. Il existe un potentiel considérable pour de nouvelles applications de matières plastiques qui apporteront des avantages à l'avenir [1].

Actuellement, l'engrenage qui est d'emblée choisi pour une application donnée est souvent en plastique. À cet égard, selon une analyse du Groupe Freedonia, les applications d'engrenages en plastique ont augmenté de 83 % entre 2003 et 2013. Cette augmentation représente 1300 M\$ en 2013, contre 710 M\$ en 2003 [3]. Cependant, malgré leurs multiples avantages, l'usage intensif des matériaux plastiques et composites de base polymérique pose des problèmes de développement durable du fait de l'épuisement des ressources pétrolières et de la pollution qu'elles engendrent. La pollution associée à des matières plastiques nous amène à considérer des applications où les plastiques pourraient être remplacés par d'autres matériaux, à tout le moins partiellement [4].

Alors que l'utilisation d'engrenages en plastique est également en constante augmentation [5], il est plus facile de trouver un matériau de substitution ou une alternative lorsqu'il s'agit d'une pièce où les propriétés mécaniques ne sont pas cruciales ou que la fonction première est purement esthétique. Ce n'est, hélas, pas le cas des engrenages en plastique. L'industrie apprécie que ces pièces soient fabriquées en utilisant des polymères techniques ou de très hautes performances, ce que permettra de fonctionner sans graisse ou lubrification, faible coût de production, faible densité, haute résistance et bonne capacité d'amortissement interne [6-7]. Nous chercherons, à travers ce présent travail, une solution plus adaptée au niveau environnemental, solution autre que les traditionnels nylon et acétal, pour les engrenages plastiques. Nous savons que la principale raison de l'utilisation des engrenages plastiques (faisant appel au nylon et à l'acétal) est leurs propriétés mécaniques élevées comparées aux autres plastiques. De ce fait, la solution la plus adéquate serait d'utiliser un plastique de base ordinaire et de le renforcer avec des fibres naturelles ce qui lui conférerait des propriétés mécaniques comparables à celles des plastiques d'ingénierie ou techniques tout en étant plus écologique et plus économique.

Dans ce travail, un matériau biocomposite est développé avec des fibres de bois de l'industrie papetière (bouleau) en mélange avec une matrice thermoplastique de polyéthylène (HDPE). Le bouleau est un arbre feuillu commun qui pousse dans les régions froides où les précipitations sont abondantes. Dans la province de Québec, il y a environ 50 pour cent du volume de bois du bouleau jaune en Amérique du Nord [8]. En ce qui concerne les autres polymères semi-cristallins, le polyéthylène est l'un des polymères ayant la ductilité la plus importante [9] à la température ambiante. Des éprouvettes ont été testées en traction monotone en flexion et en flexion cyclique et la résistance à la rupture, le module de Young, la déformation maximale et la durée de vie ont été mesurés. Des engrenages ont été testés pour évaluer leur durabilité. Les résultats obtenus montrent une amélioration des performances mécaniques du matériau de l'étude avec l'augmentation du taux des fibres.

2. Matériaux et méthodes

1. Matériaux

La matrice utilisée pour la fabrication du matériau est la HDPE (SCLAIR® 2909) offerte par Nova Chemicals. Le MAPE (polyéthylène maléate, G2010), fabriqué par Eastman Chemical Company (Kingsport, TN, É.-U.), a servi comme agent de couplage (AC). L'utilisation d'AC en quantités au-delà de 4 % en poids peut conduire à l'auto-enchevêtrement entre les chaînes d'AC plutôt que la matrice de polymère [10]. Pour cette raison, nous avons utilisé de l'AC à 3 % en poids. Dans cette étude, des fibres courtes industrielles (TMP, 35 mesh) de bouleau jaune (*Betula alleghaniensis*) ont été employées comme renfort pour le biocomposite. Les fibres de bois ont été produites par le Centre de Recherche sur les Matériaux Lignocellulosiques (CRML) et ont été séchées à 60 °C dans un four à circulation d'air pendant 24 heures avant utilisation.

2. Préparation des composites

La technique de moulage par compression est utilisée pour la fabrication des éprouvettes. Tous les échantillons ont été préparés dans un broyeur à deux cylindres (Thermon CW Brabender, modèle T-303) avec un rapport de démultiplication de 0,6. Les grains de la matrice ont été fondus sur des rouleaux à 170 °C, et la fibre a ensuite été ajoutée au rapport pondéral désiré (de 0 à 40 % en poids). Les échantillons ont été produits au moyen du procédé de moulage à une température de 205 °C en utilisant une presse hydraulique pendant 20 minutes, à une pression de 10 MPa. Enfin, le moule a été refroidi à 60 °C et les échantillons ont été extraits avec soin. La Fig. 1 résume le processus de fabrication des échantillons.

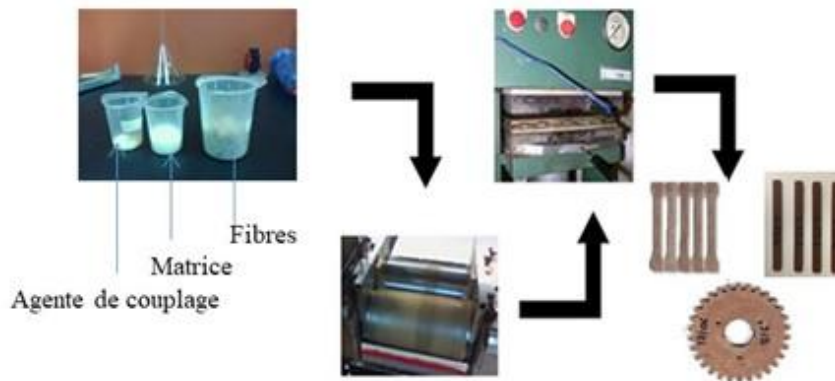


Figure 1. Schéma de fabrication de biocomposites en utilisant le procédé de moulage

3. Essais expérimentaux

1. Caractérisation mécanique

Les essais de traction monotone ont été effectués à température ambiante conformément aux spécifications de la Norme ASTM D3039. Les éprouvettes pour ces essais ont une section transversale rectangulaire 4 de 10 mm avec une longueur totale de 150 mm. Pour les essais de flexion à 3 points, nous avons utilisé la Norme ASTM D790. Dans ce cas, les échantillons avaient une section rectangulaire de 12,7 par 3,2 mm, avec une longueur totale de 127 mm. Ici encore, cinq échantillons ont été testés, et la valeur moyenne a été calculée. Les essais ont été réalisés avec une machine de traction de type Instron (modèle électromécanique LM-U150), équipé d'une cellule de charge de 150 kN (Figure 2 a). Un extensomètre de 25 mm a été connecté au système d'acquisition de données de la machine et fixé sur la section utile de l'échantillon pour enregistrer l'évolution de la déformation du matériau. En mode flexion (Figure 2 b), une cellule de 10 kN a été utilisée, car une force beaucoup plus faible sur l'échantillon est nécessaire pour ce type d'essai. La vitesse de la tête dans les deux essais était de 1 mm/min pour réduire les effets dynamiques.

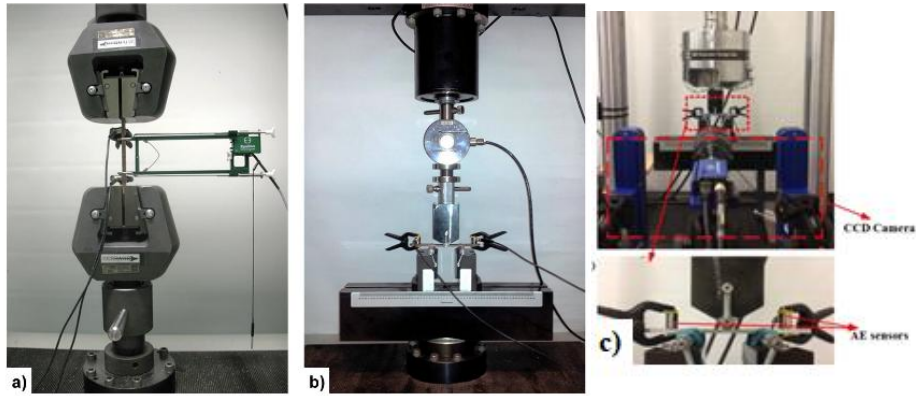


Figure 2. Équipement pour la caractérisation des matériaux: (a) traction, (b) flexion 3 points et (c) fatigue 3 points

Des essais de fatigue en flexion sont réalisés avec des échantillons respectant la norme ASTM-D790, figure 2c. Ces essais sont effectués avec des échantillons de flexion à une fréquence équivalente à 10 Hz. Les essais de fatigue sont réalisés, en contrôlant le déplacement, sur une machine hydraulique MTS, équipée d'une cellule de charge de 100 KN. Une caméra CCD est utilisée afin de suivre l'amorçage et la propagation des fissures. La technique d'émission acoustique est également utilisée pour identifier les mécanismes d'endommagement participant à la ruine des échantillons.

2. Fonctionnement réel simulé

Le banc d'essai est une machine permettant de mettre en rotation deux engrenages et de leur appliquer un couple, figure 3. Un moteur accompagné d'un système permettant d'en contrôler la vitesse va entraîner un premier arbre sur lequel est fixé un vérin rotatif permettant de contrôler le couple appliqué aux engrenages. Cet arbre va entraîner un premier engrenage en acier qui va permettre de mettre en rotation un autre arbre qui comporte le couple-mètre. Au bout des deux arbres, des supports permettent de fixer les engrenages qui vont servir pour les essais. Le couple est contrôlé par un logiciel de boucle fermée placé dans une interface LabVIEW et permet de le faire varier.

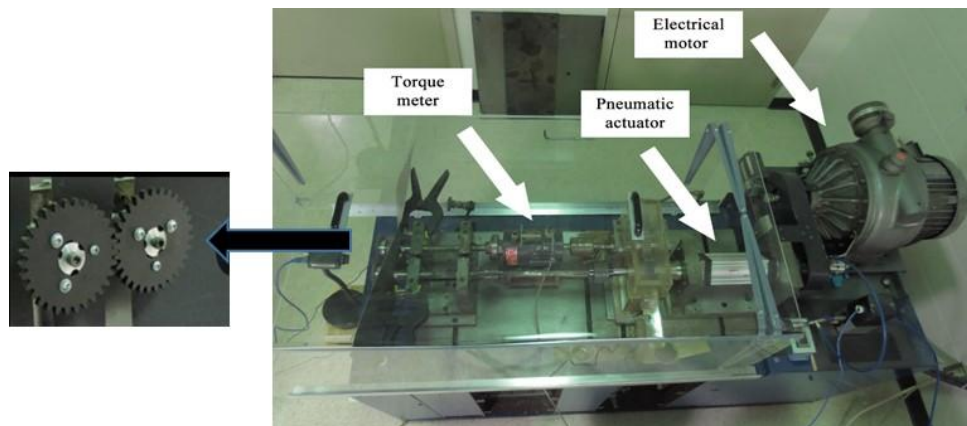


Figure 3. Équipement utilisé pour tester les engrenages

4. Résultats et discussions

L'analyse des résultats est faite en se basant sur l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation (Figure. 4).

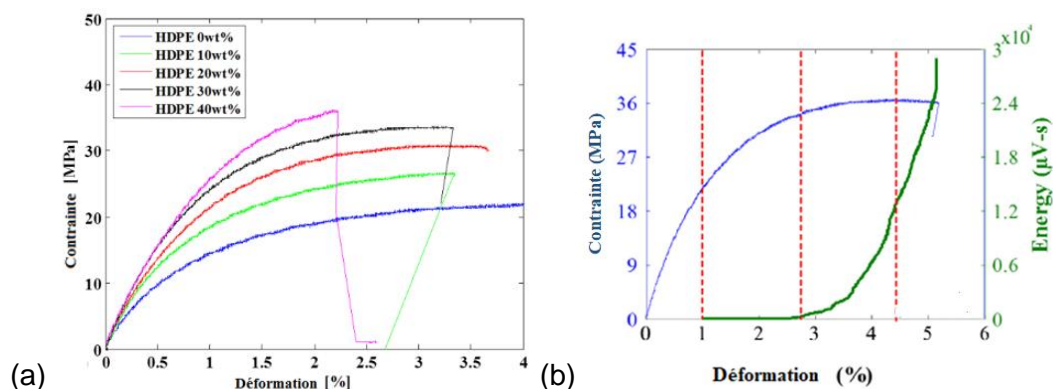


Figure 4. Essais de traction, (a) courbes contraintes/déformations, (b) cycles charge/décharge en bleu et courbe cumulative de l'énergie acoustique en vert (HDPE 30wt%)

L'analyse des résultats est faite en se basant sur l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation. Pour les différentes éprouvettes, cette évolution s'effectue selon les phases suivantes (figure 4). Une première phase élastique linéaire caractérisée par un module élastique E_0 . Une deuxième phase où la courbe perd sa linéarité initiale traduisant ainsi le début du comportement viscoélastique. Une troisième phase non-linéaire traduisant le début de la plasticité et l'endommagement du composite jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette.

Les tableaux 1 et 2 nous montrent l'effet des fibres sur le module d'Young, la résistance en traction et la déformation à la rupture sur des composites à base de polypropylène renforcé par des fibres de bouleau en mode traction et flexion respectivement. Nos résultats présentent des valeurs similaires à celle que nous trouvons dans la littérature [11]. On constate que le module élastique et la résistance en traction augmentent d'une manière significative en fonction du taux massique de fibre. Les fibres augmentent le module élastique entre trois à quatre fois entre 0% fibre et 40% fibres pour les essais de flexion et de traction respectivement. Les mesures montrent aussi une amélioration de la contrainte à la rupture avec l'augmentation du pourcentage des fibres. L'augmentation du pourcentage des fibres rend le matériau plus rigide (fragile aussi) et diminue par conséquent sa déformation à la rupture. Mais le matériau reste toujours ductile avant de rompre.

Fibres (wt, -%)	Module d'Young			Contrainte maximale			Déformation à la rupture		
	E (GPa)	Écart type	Cov.	σ (MPa)	Écart type	Cov.	ϵ_{max} (%)	Écart type	Cov.
0%	0,91	0,07	0,08	16,97	2,56	0,15	-	-	-
20%	2,22	0,18	0,08	31,87	1,12	0,04	5,23	1,21	0,23
40%	4,48	0,04	0,01	45,12	1,92	0,04	2,44	0,5	0,20

Tableau. 1. Propriétés mécaniques en traction.

Fibres (wt, -%)	Module d'Young			Contrainte maximale			Déformation à la rupture		
	E (GPa)	Écart type	Cov.	σ (MPa)	Écart type	Cov.	ϵ_{max} (%)	Écart type	Cov.
0%	0,88	0,06	0,07	27,08	0,03	0,00	-	-	-
20%	1,68	0,14	0,08	45,7	0,19	0,00	10,13	0,14	0,01
40%	2,74	0,2	0,07	63,29	0,02	0,00	7	0,39	0,06

Tableau. 2. Propriétés mécaniques en flexion.

La figure 5, montre l'évolution de la résistance résiduelle, de l'énergie acoustique et de la longueur de la macro-fissure en fonction du nombre de cycles. La première phase stable de la courbe d'énergie acoustique correspond à la réduction progressive de la résistance résiduelle. Cela signifie que s'il n'y a pas d'augmentation significative des événements acoustiques liés aux mécanismes d'endommagement et la force résiduelle restent presque constants.

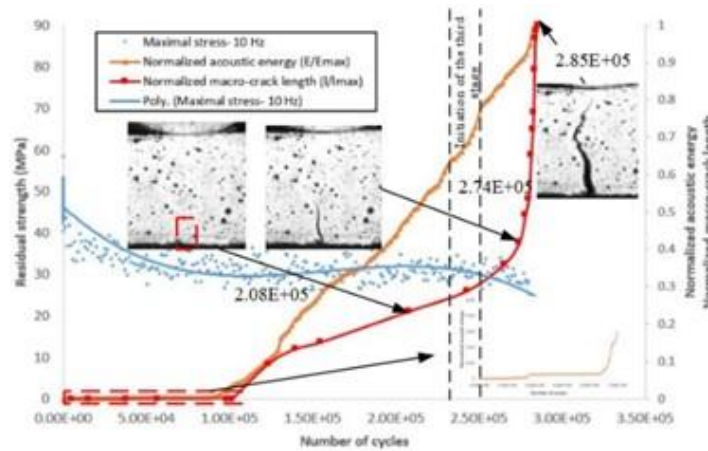


Figure 5. Évolution de la résistance résiduelle, de l'énergie acoustique et de la longueur de la macro-fissure en fonction du nombre de cycles [12]

La deuxième étape de la courbe d'énergie acoustique commence dans la deuxième phase de l'évolution de la résistance résiduelle et se poursuit dans sa dernière phase. Au début, l'augmentation des mécanismes d'endommagement n'est pas suffisante pour entraîner une diminution de la résistance résiduelle. Après un certain nombre de cycles, l'accumulation d'événements dans le matériau devient importante indiquant une augmentation de l'endommagement dans le matériau. Dans cette phase, nous constatons une diminution accélérée dans l'évolution de la résistance résiduelle, jusqu'à la rupture finale des éprouvettes.

La figure 6 représente l'évolution de la durée de vie des engrenages en fonction la contrainte appliquée. Nous avons obtenu une limite d'endurance autour de 7,3 MPa. Cette valeur est 50 % inférieure à la limite d'endurance du nylon 6 (figure 6b).

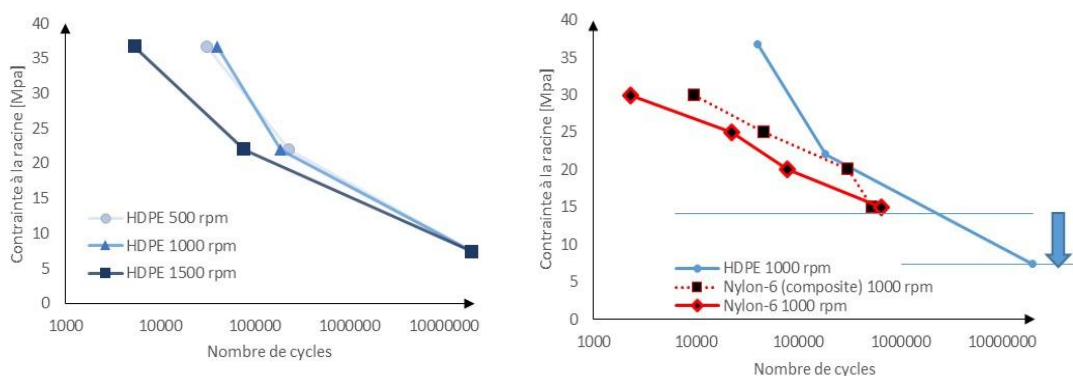


Figure 6. Courbes de Wöhler, a) HDPE pour trois vitesses de rotation, b) comparaison HDPE vs Nylon

5. Conclusion

Dans ce travail, un matériau a été développé et son comportement en traction monotone et cyclique a été étudié. Les résultats montrent une importante amélioration des propriétés élastiques du matériau avec l'augmentation du taux des fibres. Le protocole de fabrication utilisé dans ce travail montre une bonne reproductibilité des mesures avec un faible écart-type. L'émission acoustique a permis de déterminer les différentes phases traduisant l'évolution du comportement de notre matériau. Nous avons enregistré une bonne corrélation entre l'évolution de l'endommagement et l'activité acoustique. Pour les essais de fatigue, on a réussi à évaluer l'évolution de l'endommagement et la durée de vie du matériau à l'échelle des éprouvettes et des engrenages. Les résultats obtenus ont été comparés à celle des engrenages en Nylon. On juge que ces dernières sont intéressantes et valide le choix de notre matériau.

6. Bibliographie

- [1] ANDRADY A. L., NEAL M. A. *Applications and societal benefits of plastics*. Phil. Trans. R. Soc. B 2009, vol. 364, pp. 1977–1984.
- [2] THOMPSON, R. C., MOORE C. J., VOM SAAL F. S., SWAN S. H. *Plastics, the environment and human health: current consensus and future trends*. Philosophical Transactions of the Royal Society of London B: Biological Sciences, 2009, vol. 364, n° 1526, pp. 2153-2166.
- [3] Freedonia [international business research company]. *Plastic gear demand by product (million dollars) 1998–2018*. Cleveland, OH: Freedonia Group, 2012
- [4] BRAVO Alencar, TOUBAL Lotfi, KOFFI Demagna, ERCHIQUI Fouad. *Characterization of Tensile Damage for a Short Birch Fiber-Reinforced Polyethylene Composite with Acoustic Emission*. International Journal of Material Science, 2013, vol. 3, n° 3, pp. 79-89.
- [5] BRAVO Alencar, TOUBAL Lotfi, KOFFI Demagna, ERCHIQUI Fouad. *Gear fatigue life and thermomechanical behavior of novel green and bio-composite materials VS high-performance thermoplastics*. Polymer Testing, 2018, vol. 66, pp. 403-414.
- [6] WALTON, D., SHI Y. *A comparison of ratings for plastic gears*." Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, 1989, vol. 203, n° 1, pp. 31-38.
- [7] MIJIYAWA Fayçal, KOFFI Demagna, KOKTA B. V, ERCHIQUI Fouad *Formulation and tensile characterization of wood–plastic composites Polypropylene reinforced by birch and aspen fibers for gear applications*." Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2015 28(12) 1675–1692
- [8] EL LITTLE J. *Checklist of United States trees (native and naturalized)*. Agriculture Handbook, UK Department of Agriculture, 1979.
- [9] G'SELL C. *Plasticité et endommagement des polymères structuraux*. L'actualité chimique, 2002. pp. 40-43.
- [10] DEEPTHI, M., SHARMA M, SAILAJA R, ANANTHA P, SAMPATHKUMARAN P, Seetharamu S. *Mechanical and thermal characteristics of high density polyethylene–fly ash Cenospheres composites*. Materials & Design, 2010, vol. 31, n° 4, pp. 2051-2060.
- [11] G'SELL C, HIVER J.M., DAHOUN A., SOUAHI A. *Video-controlled tensile testing of polymers and metals beyond the necking point*. J. Mater. Sci., 1992, vol. 27, pp. 5031-5039
- [12] Mejri Mahdi, Toubal Lotfi, Cuillière Jean-Christophe, François Vincent. *Fatigue life and residual strength of a short-natural-fiber-reinforced plastic vs Nylon*. Composites Part B: Engineering, 2017, vol. 110, pp. 429-441.

**INTERNATIONAL CONGRESS FOR APPLIED MECHANICS JET'2018
2, 3 ET 4 MAI 2018, MARRAKECH - MAROC**

**L'INFLUENCE DE LA QUALITE DE MISE EN ŒUVRE DU
SUPPORTAGE SUR LA FIABILITE ET LA DUREE DE VIE D'UNE
INSTALLATION D'EAU CHAUDE SANITAIRE EN MATERIAUX
POLYMERES**

Mohamed SAFE †, Jilali Nattaj, Mohamed ELGHORBA.

† LABORATOIRE DE CONTRÔLE ET DE CARACTÉRISATION MECANIQUE
DES MATÉRIAUX ET DES STUCTURES
ENSEM Casablanca

MOTS CLES : Eau sanitaire, polymères, caractéristiques mécaniques, fiabilité, supportage, essai d'éclatement.

KEYWOERDS: sanitary water, polymers, mechanical characteristics, reliability, hanging system, burst tests.

RESUME:

L'augmentation exponentielle des prix du cuivre sur les vingt dernières années et le mauvais retour d'expérience de l'utilisation des tubes en acier galvanisé dans les circuits d'eau sanitaire (oxydation, changement de la couleur et gout de l'eau potable) a poussé les concepteurs et les bureaux d'études chargés de la réalisation des cahiers des charges destinés à la construction des unités hôtelières et résidentielles à prescrire de plus en plus ces réseaux avec des tubes en matériaux polymères notamment le PVC, le CPVC, le PPR, le PEHD et le PER.

Néanmoins, ces matériaux sont soumis à des températures variant de 40 à 70°C et à des pressions allant de 2 à 10 bars en fonction des hauteurs et des pertes de charges des réseaux, leur comportement est différent en fonction de la composition de la matière et ses caractéristiques intrinsèques notamment la température de transition vitreuse et le coefficient de dilatation en fonction des variations des températures.

La qualité de mise en œuvre du supportage et des lyres de dilatation constitue un facteur déterminant dans la fiabilité et la longévité d'une installation d'eau chaude en matériaux polymères au regard des caractéristiques mécaniques importantes tel que la dilatation thermique et la flexibilité de ces matériaux. Des essais d'éclatement statiques sur des installations avec et sans supportage sont réalisées en laboratoire pour modéliser la perte de résistance par manque de supportage et lyres de dilatations ou simplement une mauvaise mise en œuvre de ces derniers.

ABSTRACT :

The exponential increase in copper prices on the last twenty years and bad feedback of the use of galvanized steel pipes in sanitary water circuits (oxidation, discoloration and change of drinking water taste) pushed designers and consultants responsible for implementation of the specifications for the construction of hotel and residential units to prescribe increasingly these networks with tubes in polymer materials especially PVC, PVC-C, PPR, HDPE and PEX.

However, these materials are subjected to temperatures ranging from 40 to 70 °C and at pressures ranging from 2 to 8 bars as a function of height and network load losses, their behavior is different depending on the composition of the material and its intrinsic characteristics including glass transition temperature and thermal expansion coefficient according to temperature variation.

The quality of implementation of hangers and dilation lanes is a determining factor in the reliability and longevity of a hot water installation made of polymeric materials because of the important mechanical characteristics such as the thermal expansion and the flexibility of these installations. Static burst tests on systems with and without hangers are carried out in the laboratory to model the loss of resistance due to lack or weakness of hanging systems.

References

- [1] Jaime Castillo Montes. Impacts des stratégies d'exploitation de réseaux intérieurs sur la durabilité de canalisations d'eau chaude. Université de La Rochelle, 2011.
- [2] Clémence DEVILLIERS. Dégradation chimique du PE et influence sur le comportement, l'endommagement et la rupture en fluage. l'École nationale supérieure des mines de Paris, 2011.
- [3] Normes ISO des tubes en matières thermoplastiques
- [4] ...

Estimation expérimentale et numérique de la porosité dans les pièces obtenues par le procédé FDM

OTHMANI Mourad¹,

ZARBANE Khalid²,

CHOUAF Abdelkarim¹,

¹ ENSEM de Casablanca, LCCMMS, Maroc,

² EST de Casablanca, LMPGI, Maroc,

othmani.mourad@gmail.com

a.chouaf.ensem@gmail.com

khalidzarbane@yahoofr

2

Résumé :

La FDM (Fused Deposition Modeling) est une technique de fabrication additive qui permet de réaliser des pièces par la juxtaposition de plusieurs couches formées par le dépôt d'un filament fondu. La structure interne et le comportement des pièces obtenues sont fortement influencés par le choix des paramètres de fabrication. De nombreuses études expérimentales ont été menées pour déterminer la bonne combinaison des paramètres permettant d'avoir un meilleur remplissage. Compte tenu de la multitude des paramètres impliqués dans ce type de procédé et du coût, le nombre de paramètres considérés dans ces études reste limité. Pour ce faire, nous avons mis en place une démarche numérique capable de simuler le procédé de fabrication FDM des pièces. Grâce à notre démarche, nous sommes capables de prédire le taux de remplissage des pièces virtuelles obtenues en considérant le maximum possible de paramètres.

Pour la validation expérimentale des résultats de notre simulation numérique, des éprouvettes en ABS (Acrylonitrile Butadiène Styrène) sont réalisées par le procédé FDM en appliquant les mêmes paramètres utilisés lors de la simulation. Les éprouvettes réelles obtenues et leurs sections sont ensuite visualisées via un microscope électronique. Les résultats expérimentaux sont confrontés à ceux issus de notre simulation numérique. Cette démarche numérique a finalement permis de déterminer la bonne combinaison des paramètres de fabrication FDM pouvant produire des pièces avec un bon taux de remplissage.

1. Introduction

Pour les spécialistes, la fabrication additive compte déjà plusieurs décennies d'existence, notamment en prototypage. Elle n'est apparue aux yeux des dirigeants et du grand public que récemment avec l'arrivée sur le marché d'imprimantes de bureau qui ont pu contribuer à faire croire en l'avènement d'une ère de science-fiction où chacun pourrait quasiment imprimer sa voiture dans son garage.

Parmi les techniques de la fabrication additive, nous citons la FDM ou le dépôt de filament fondu. C'est une technique de fabrication additive qui consiste à fabriquer des pièces couche après couche [1]. Cette technique a été développée par S.Scott Crump dans les années 80, et commercialisée par la société Stratasys en 1990. La technique FDM est appliquée aussi bien au prototypage rapide qu'à la production directe de pièces ; elle nous a permis de créer des pièces complexes irréalisables par les procédés de fabrication conventionnels [2]. Le gros intérêt du FDM est de permettre de créer des pièces en bonne matière, disposant de caractéristiques mécaniques, thermiques et d'une stabilité voisines de celles des pièces thermoplastiques injectées. Elle permet également de régler la densité des pièces en ne remplissant que partiellement les volumes créant ainsi un réseau de type « nid d'abeille » [3]. Cette technologie FDM a finalement montré un grand potentiel dans la fabrication de moule, dans la conception du dispositif biomédical, dans l'ingénierie tissulaire et d'autres domaines industriels. Cependant, la FDM a des limites comme la non-maitrise de la rugosité ou la résistance mécanique des pièces à produire. Ces limites sont en grande partie dues à l'ensemble des paramètres de la fabrication FDM qui sont les paramètres principaux de réglage de l'imprimante 3D. Parmi ces paramètres nous pouvons citer : l'épaisseur de la couche, l'étendue de l'écart, la largeur de trame, l'angle de trame, la vitesse de déposition et la température de l'extrusion.

En vue d'améliorer le taux de remplissage des pièces obtenues par un tel procédé, il semble nécessaire de maîtriser le processus et particulièrement les paramètres mis en jeu. Comme ces paramètres sont relativement nombreux, il est difficile de tester toutes les combinaisons possibles pour aboutir à celle qui offre le meilleur comportement de la pièce obtenue. En plus, il est quasi impossible de modéliser manuellement sur un logiciel CAO (Conception Assisté par Ordinateur) une pièce réalisée par la fabrication additive. Pour ce faire, nous avons élaboré sur SolidWorks une simulation [4,5] de ce mode de fabrication connu sous le nom de FDM pour avoir la trajectoire parcourue par la buse sous forme de courbe, puis nous avons attribué à cette trajectoire une section [6,7] afin d'avoir une pièce géométrique.

Dans le paragraphe qui suit, nous allons décrire la démarche expérimentale et la méthode de création de la pièce virtuelle en CAO.

2. Démarches expérimentale et numérique du procédé FDM

1. Étude et choix des paramètres de réalisation

Dans notre étude, nous nous sommes basés sur deux paramètres de fabrication qui représentent les dimensions nominales de la section du filament déposé : l'épaisseur de la couche (hauteur de la section) et la largeur de la trame (largeur de la section). Ces deux dimensions sont influencées principalement par des paramètres de fabrication qui sont la température de l'extrusion et la vitesse de déplacement de la buse.

Avant de fabriquer ou de modéliser la pièce FDM, nous avons besoin de créer un fichier G-code, cette opération (figure 1) consiste en la création de la maquette tridimensionnelle de la pièce avec une géométrie continue grâce à un logiciel de CAO. Le fichier obtenu est ensuite enregistré sous format STL. Ce dernier est importé dans le logiciel « Slicer » qui va découper la géométrie continue de la pièce en plusieurs couches suivant les paramètres de fabrication choisis (épaisseur de la couche (figure 2), étendue de l'écart, largeur et angle de trame (figure 3),...). Enfin, un fichier qui contient les codes de la machine (fichier G-code) est généré.

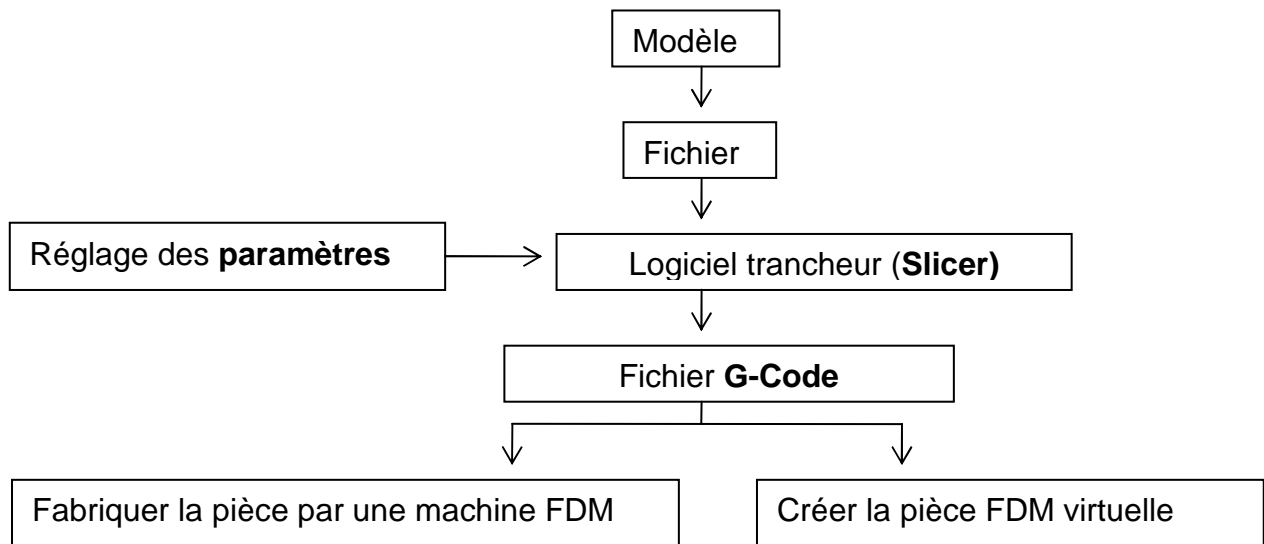


Figure 1. Création du fichier G-code

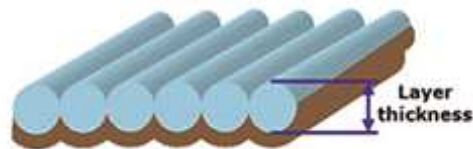


Figure 2. Épaisseur de la couche

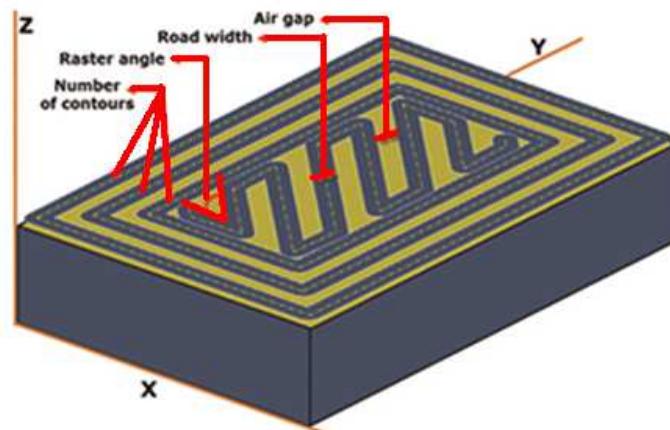


Figure 3. Largeur et angle de la trame

Pour mesurer l'influence de la température de l'extrusion et la vitesse de déplacement de la buse sur les dimensions de la section, nous avons réalisé un plan d'expérience. Les variables à mesurer sont continues, donc nous avons fait appel au plan pour surface de réponse (les plans composites à faces centrées) pour obtenir un modèle mathématique (du second degré). Pour ce faire, nous avons choisi deux facteurs (température de l'extrusion et la vitesse de déplacement de la buse) avec 2 niveaux maximaux pour chaque facteur: 225 et 255 pour la température, 15 et 80 pour la vitesse. Pour les dimensions nominales, nous avons pris 0,3 mm pour l'épaisseur de la couche, et 0,6 mm pour la largeur de la trame. Selon ce plan, 13 pièces parallélépipèdes sont fabriquées avec un taux de remplissage de 0 %. Ceci a donné la forme de la paroi mince (figure 4) dont la hauteur est de 4,8 mm et la largeur est de 20 mm. A l'aide d'un pied à coulisse de 1/50, nous avons mesuré directement l'épaisseur de la paroi pour avoir la largeur de la section. Quant à la hauteur de la section, nous avons dû mesurer et divisée la hauteur totale de la paroi sur le nombre des couches (16 couches).

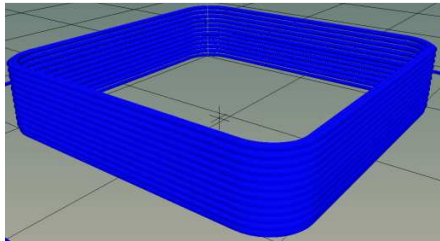


Figure 4. Pièce sous forme d'une paroi mince

2. Réalisation expérimentale

Pour la fabrication d'une pièce, le fichier G-code créé précédemment est envoyé à l'imprimante 3D. Le procédé de fabrication commence par l'extrudage à travers une buse se déplaçant sur 3 axes, x, y et z d'un filament thermoplastique semi-liquide de l'ordre de 1,75 mm de diamètre sur une plateforme [8]. Quand la première couche est déposée, la plateforme de la machine descend d'un niveau pour appliquer une nouvelle couche. Le processus se répète jusqu'à l'impression totale de la pièce.

Une coupe transversale (section) de la pièce obtenue a été réalisée. Une photographie de cette section à l'aide d'un microscope électronique a été effectuée pour déterminer la forme et les dimensions du filament fondu. Selon nos observations, la section du filament est sous forme oblongue ; une forme géométrique bidimensionnelle simple (figure 5). Une section théorique est adoptée pour se rapprocher de la section réelle. Désormais, cette section sera nommée : la section FDM.

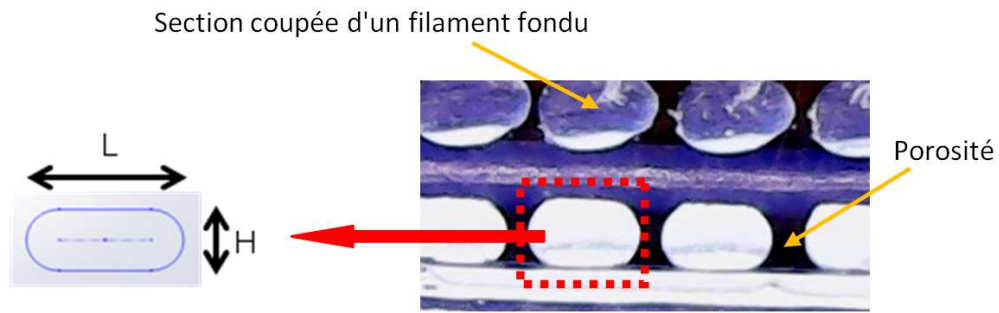


Figure 5. Image microscopique de la section du filament fondu, H : hauteur de la section, L : largeur de la section

3. Modélisation de la pièce FDM

Grâce au fichier G-code, nous avons pu obtenir un nuage de points qui présente la trajectoire de la buse extrudeuse. Ces points sont ensuite connectés par des segments de droite des lignes auxquels est affectée une section qui modélise la section du filament déposé (figure 6). Pour générer une couche, nous avons utilisé la fonction « Bossage balayé » pour généraliser (balayer) cette section sur toutes les lignes. Cette opération est répétée jusqu'à l'obtention de la maquette virtuelle tridimensionnelle de la pièce FDM (figure 7).

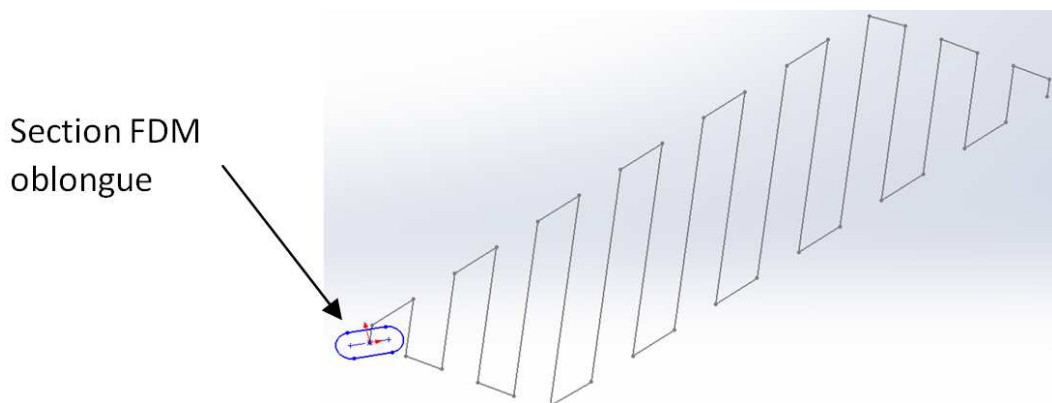


Figure 6. Affectation de la section du filament fondu déposé suivant une trajectoire pour la création d'une couche par extrusion

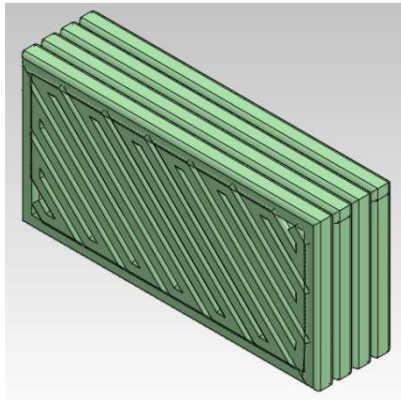


Figure 7. Maquette virtuelle de la pièce FDM

3. Détermination de la hauteur et de la largeur de la section

Plusieurs éprouvettes ont été fabriquées selon plusieurs combinaisons de facteurs. Nous avons ensuite mesuré à l'aide du pied à coulisse et comparé la hauteur et la largeur de leur section aux valeurs nominales pour chaque combinaison de facteurs (Tableau 1). Les largeurs et les hauteurs relevées sont représentées sous forme de courbes sur la figure 8. Pour les combinaisons qui se répètent, nous avons calculé la moyenne pour la largeur et la longueur. Nous observons que l'écart entre les hauteurs de la section est négligeable comparé à celui entre les largeurs de la section. Par conséquent, le modèle mathématique que nous avons retenu représente uniquement la variation de largeur de la section tandis que pour la hauteur de la section nous avons pris une hauteur constante par défaut égale à l'épaisseur de la couche.

Le modèle mathématique (1) obtenu qui donne la valeur des écarts en fonction de la température et de la vitesse est le suivant :

$$\text{Écart} = 1,671 - 0,01260 T + 0,001293 V + 0,0000216 T^2 - 0,0000429 V^2 + 0,0000204 T * V \quad (1)$$

Avec:

T; température de l'extrusion.

V; vitesse de déplacement de la buse.

Écart = Largeur nominale - Largeur mesurée

Tableau 1. Caractéristiques géométriques et les écarts relevés entre la largeur nominale et celle mesurée de la section obtenue par FDM

Température T (°C)	Vitesse V (mm/s)	Hauteur mesurée H (mm)	Largeur mesurée L (mm)	Largeur nominale Ln (mm)	Écart (mm)
225	47,5	0,3	0,5	0,6	0,1
240	47,5	0,30375	0,52	0,6	0,08
255	15	0,3	0,66	0,6	-0,06
255	47,5	0,3	0,54	0,6	0,06
225	15	0,3	0,6	0,6	0
240	47,5	0,3025	0,52	0,6	0,1
240	47,5	0,30375	0,52	0,6	0,1
225	80	0,2875	0,48	0,6	0,12
255	80	0,2875	0,5	0,6	0,1
240	80	0,29375	0,5	0,6	0,1
240	47,5	0,3	0,52	0,6	0,1
240	47,5	0,30125	0,52	0,6	0,1
240	15	0,3	0,64	0,6	-0,04

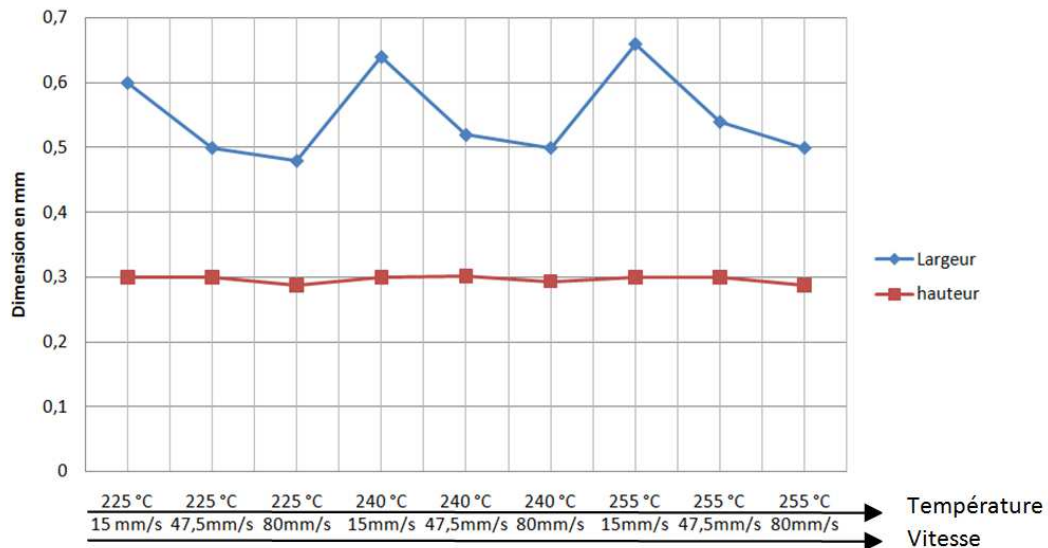


Figure 8 : Variation de Largeur-Hauteur des couches suivant la vitesse et la température

Le modèle mathématique de l'écart nous permet d'ajuster la section virtuelle pour qu'elle soit proche de la section réelle.

4. Calcul de la porosité

Nous rappelons que la porosité est caractérisée par le quotient de la somme des volumes des pores sur le volume total de la pièce. Nous pouvons donc déterminer en pourcent, la valeur de la porosité "P" en utilisant la formule suivante [9,10]:

$$P = \left(1 - \frac{V_r}{V_t}\right) * 100 \quad (2)$$

Avec:

V_r ; volume réel de la pièce.

V_t ; volume total apparent (sans porosité).

La pièce que nous avons prise comme exemple de calcul est un parallélépipède de longueur 75 mm, de largeur 12,5mm et de hauteur 2mm. Cette pièce a été réalisée avec un angle de la trame constant dans toutes les couches.

Dans notre calcul, nous avons négligé l'effet de l'angle de la trame, car il a peu d'influence sur le résultat final [9]. Nous avons aussi considéré que la section FDM est constante dans toutes les couches. Par conséquent, pour notre pièce qui est construite avec le même angle de la trame dans chaque couche, nous pouvons calculer la porosité dans une seule couche en considérant la surface au lieu du volume. La relation à travers laquelle nous calculons la porosité est donnée par :

$$P = \left(1 - \frac{S_r}{S_t}\right) * 100 \quad (3)$$

Avec:

S_r ; surface réelle de la section transversale d'une seule couche de la pièce,

S_t ; surface totale apparente de la section transversale d'une seule couche de la pièce (sans porosité).

Comme S_r est la somme de toutes les sections FDM transversales dans une couche, elle se détermine par :

$$S_r = N \left[H (L - H) + H^2 \left(\frac{\pi}{4}\right) \right] \quad (4)$$

Avec:

H; épaisseur de couche.

L; largeur de la trame réelle mesurée.

N; nombre de section FDM.

En fin, S_t est calculée par la formule suivante:

$$S_t = L_p * H \quad (5)$$

Avec:

H; épaisseur de couche.

L_p ; largeur de la pièce.

Finalement, en considérant l'équation (1), nous pouvons déterminer la surface modélisée, à partir de l'équation suivante :

$$S_r = N [H (L - 1,671 + 0,01260 T - 0,001293 V - 0,0000216 T^2 + 0,0000429 V^2 - 0,0000204 T * V - H) + H^2 \left(\frac{\pi}{4}\right)] \quad (6)$$

Avec:

H; épaisseur de couche.

L; largeur nominale.

Pour notre étude comparative de la porosité entre une pièce réelle (figure 9.b) et une pièce virtuelle (modélisée) (figure 9.a), nous avons considéré par la réalisation une température de l'extrusion de 230°C, et une vitesse de 30mm/min.

Les résultats de nos calculs de la porosité sont regroupés dans le tableau 2.

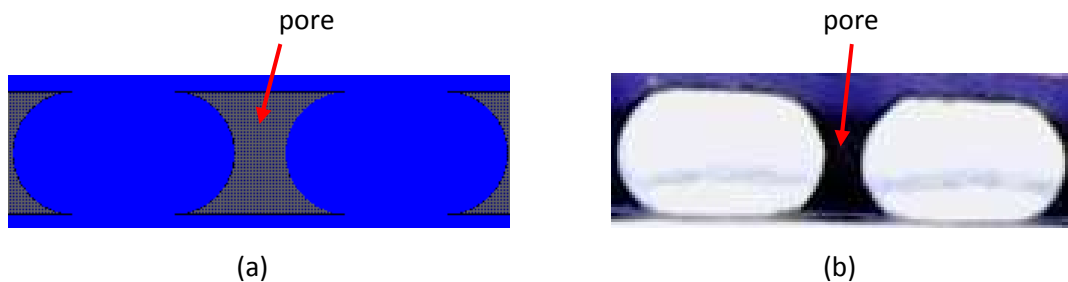


Figure 9. Porosité dans la pièce : (a) virtuelle, (b) réelle

Tableau 2. Calcule de la porosité.

Paramètre géométrique	Pièce réelle	Pièce modélisée
H (mm)	0,3	0,3
L (mm)	0,534	0,525
N	19	19
S_r (mm ²)	2,67615	2,62485
S_t (mm ²)	3,744	3,750
P (%)	28,52	30,00

Selon ce tableau 2, les résultats que nous avons obtenus montrent que l'écart entre la porosité réelle et la porosité modélisée est très faible; cet écart est de l'ordre de 1,48 %. Il en résulte que premièrement notre modélisation du procédé de fabrication FDM génère une structure de la pièce comparable à celle d'une pièce obtenue réellement par impression 3D. Deuxièmement, en choisissant judicieusement avec un plan d'expérience les facteurs d'impression, nous pourrions maîtriser le taux de remplissage et par la suite la porosité.

5. Conclusion

Dans cet article, nous avons simulé la réalisation d'une pièce obtenue par le procédé de la fabrication additive (FDM). La bonne maîtrise de la technique FDM s'est avérée capable de nous générer le taux désiré de la porosité.

Les résultats de notre étude nous montrent que la porosité dépend du choix de certains paramètres de la fabrication et de la démarche de modélisation numérique, ainsi de la précision du plan d'expérience et de la mesure microscopique. Pour notre cas, l'écart que nous avons trouvé entre les résultats numériques et les résultats expérimentaux est acceptable. Avec cette validation, le développement de la modélisation numérique nous permettra donc de prédire le taux de la porosité avec sa distribution dans la pièce, ce qui présente un atout dans le domaine industriel.

Ces résultats sont très encourageants à plusieurs niveaux. Nous pourrions, par exemple, faire varier un certain nombre de paramètres d'impression afin d'obtenir une structure présentant de meilleures performances mécaniques en minimisant le taux de la porosité. Nous pourrions également tester différentes trajectoires en vue d'obtenir un meilleur remplissage.

6. Bibliographie

- [1] OBATON Anne-Françoise, BERNARD Alain, TAILLANDIER Georges, MOSCHETTA Jean-Marc. *Fabrication additive: état de l'art et besoins métrologiques*, Revue française de métrologie, 2015, vol. 37, pp. 133.
- [2] MORVAN S, HOCHSMANN R, SAKAMOTO M. *ProMetal RCT (TM) process for fabrication of complex sand molds and sand cores*. Rapid Prototyping, 2005, vol. 11, n° 2 , pp. 1-7.
- [3] Cooper KG. *Rapid prototyping technology: selection and application*. Marcel Dekker Inc., New York, 2001.
- [4] OTHMANI Mourad, CHOUAF Abdelkarim, ZARBANE Khalid. 2016. *Modeling of parts obtained by the additive manufacturing process FDM type*. In 2nd International Conference on Material and Structural Mechanics, Marrakech, Morocco. 2016.
- [5] OTHMANI Mourad, CHOUAF Abdelkarim, ZARBANE Khalid. *Numerical simulation of additive manufacturing process for FDM type*. International Conference of Innovative Materials & Their Applications, Oujda, Morocco. 2016.
- [6] JIN Yuan, HE Yong, SHIH Albert. *Process Planning for the Fuse Deposition Modeling of Ankle-Foot-Othoses*, Procedia CIRP. vol. 42, pp 760-765, 2016.
- [7] TAUFIK Mohammad, JAIN Prashant K.. *A study of build edge profile for prediction of surface roughness in fused deposition modeling*. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2016, vol. 138, n° 6, pp. 061002-061002.
- [8] KOLAREVIC Branko. *Digital fabrication: manufacturing architecture in the information age*. Proceedings of the 21st Annual Conference of the Association for Computer-Aided Design in Architecture, Buffalo, New York. pp 268-278. 2001.
- [9] MASOOD S. H., SINGH J. P., MORSI Y. *The design and manufacturing of porous scaffolds for tissue engineering using rapid prototyping*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2005, vol. 27, n° 3-4, pp. 415-420.
- [10] CHIN ANG Ker, FAI LEONG Kah, KAI CHUA Chee, et al. *Investigation of the mechanical properties and porosity relationships in fused deposition modelling-fabricated porous structures*. Rapid Prototyping Journal, 2006, vol. 12, n° 2, pp. 100-105.

" Comportement mécanique des briques en terre comprimée à base de déchets naturels "

"Tatane Mohamed"¹, "Elminor Hassan"², "Ayeb Mohamed"³, "Lacherai Abdellah"⁴, "Feddaoui M'bark"⁵

¹"Université Ibn Zohr, ENSA, Equipe de recherche Matériaux, Mécanique et Génie Civil, Agadir, Maroc, yasan11@yahoo.fr"

²"Université Ibn Zohr, ENSA, Equipe de recherche Matériaux, Mécanique et Génie Civil, Agadir, Maroc, h.elminor@uiz.ac.ma"

³"Laboratoire d'Expertises, d'Etudes et d'Essais (L3E), Marrakech, Maroc, md.ayeb@gmail.com"

⁴"Laboratoire de chimie appliquée et environnement, Ibn Zohr, Agadir, Maroc, alacherai@yahoo.fr"

⁵"Laboratoire Génie de l'Energie, Matériaux et Systèmes, ENSA, Agadir, Maroc, m.feddaoui@uiz.ac.ma"

Résumé :

" Une étude expérimentale a été élaborée sur des briques en terre comprimées (BTC) chargées par des déchets naturels.

Il s'agit d'identifier le comportement mécanique de ce matériau en terre à faible impact environnemental renforcé par de la sciure de bois et de la poudre de la coque d'arganier.

Des essais de compression et de traction ont été réalisés sur des BTC chargées à différentes teneurs: 0, 2, 4 et 6 % et stabilisées par 5% de ciment.

Les résultats ont montré une amélioration des résistances à la traction des briques à base de la sciure de bois à partir d'une teneur de charge de 2%.

Et pour le même pourcentage, les deux types de BTC chargées par de la sciure de bois et de la poudre de la coque d'arganier atteignent une valeur maximale de résistance à la compression. "

1. Introduction

La pression continue sur les ressources naturelles et l'impact des différentes activités humaines sur l'environnement ont conduit à s'orienter vers un développement durable. Dans ce contexte, il est nécessaire que les constructions soient économes en énergie et aient recours à des matériaux à faibles impacts environnementaux.

Deux exemples de matériaux de construction peuvent constituer une solution à la problématique environnementale : les déchets naturels qui ont un grand effet sur la réduction des émissions de gaz à effet de serre [1], et la terre qui est un matériau de construction naturel par excellence et qui peut être utilisée pratiquement sans dépense d'énergie [2]. Le mariage entre ces deux composants constituera une solution à explorer.

L'objectif de ce travail est d'étudier le comportement mécanique d'un mode de construction en terre qui est la brique en terre comprimée, renforcée par deux types de charges très abondants comme des déchets naturels dans les régions sud marocaines : la sciure de bois et la poudre de la coque d'arganier.

L'étude s'est focalisée sur la réalisation des essais de compression et de traction sur les briques étudiées avec différents teneurs en charges : 0, 2, 4 et 6 % et une stabilisation en ciment à raison de 5 %.

2. Méthodes et matériels

1. Matériaux utilisés

a. Terre :

La terre utilisée est en provenance de la région d'Agadir. Elle présente des propriétés physiques (Figure 1) conformes à la norme des BTC [3].

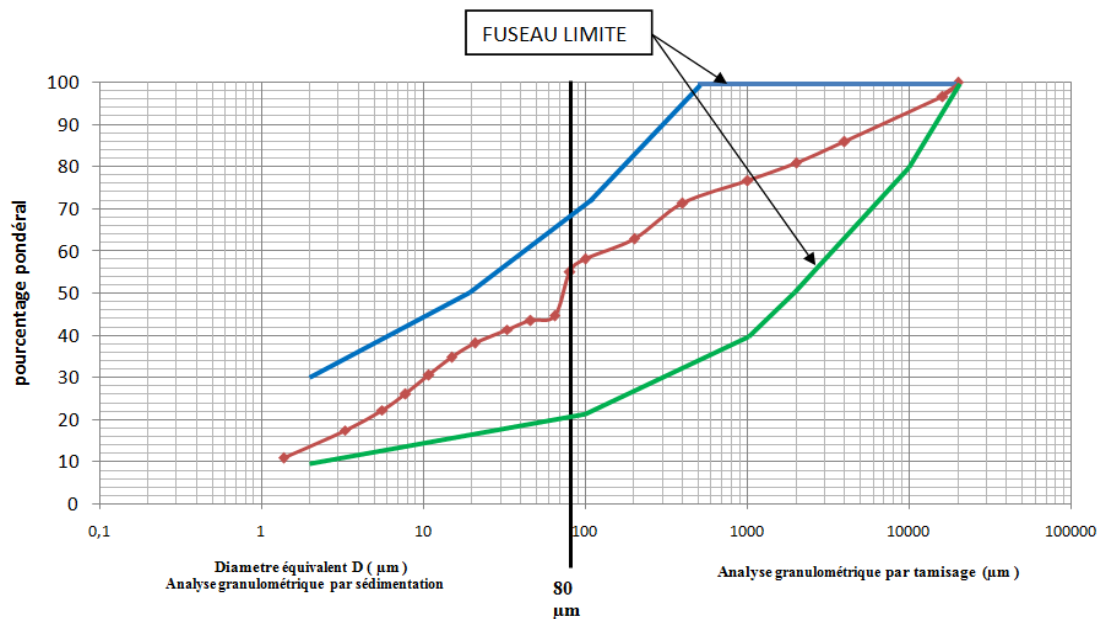


Figure 1. Analyse granulométrique de la terre

b. Poudre de la coque d'arganier

La poudre de la coque d'arganier est obtenue par broyage de la coque d'amande d'arganier qui provient de la région d'Agadir. L'analyse granulométrique de cette poudre a permis de distinguer la répartition granulaire de la fraction supérieure à 0.063 mm (Figure 2).

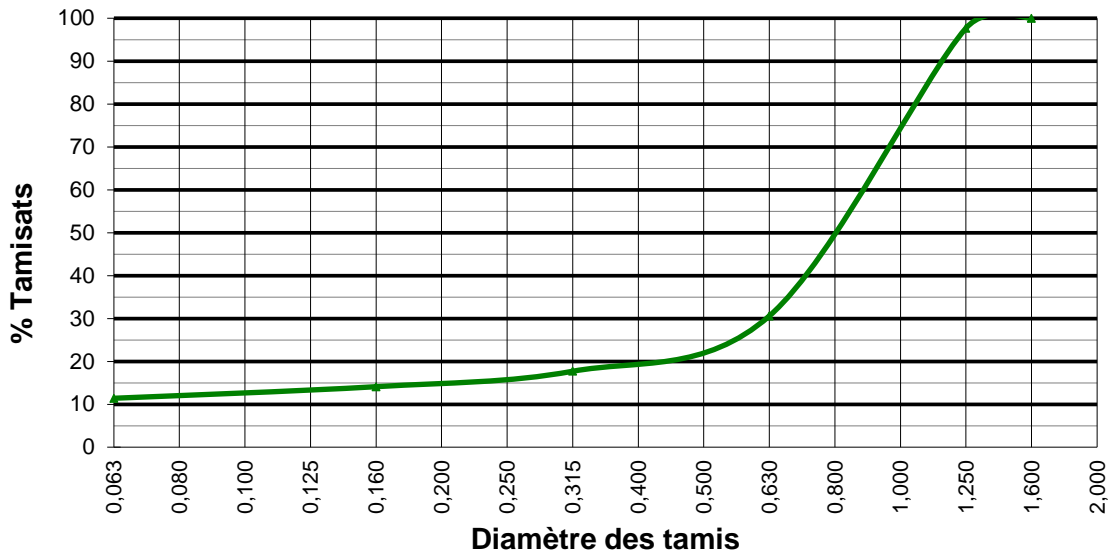


Figure 2. Analyse granulométrique de la poudre de la coque d'arganier

c. Sciure de bois

La sciure de bois utilisée est obtenue à partir des déchets de l'industrie de bois. Son essence est le Pin maritime d'Europe.

Elle présente une granulométrie inférieure à 5mm (Figure 3).

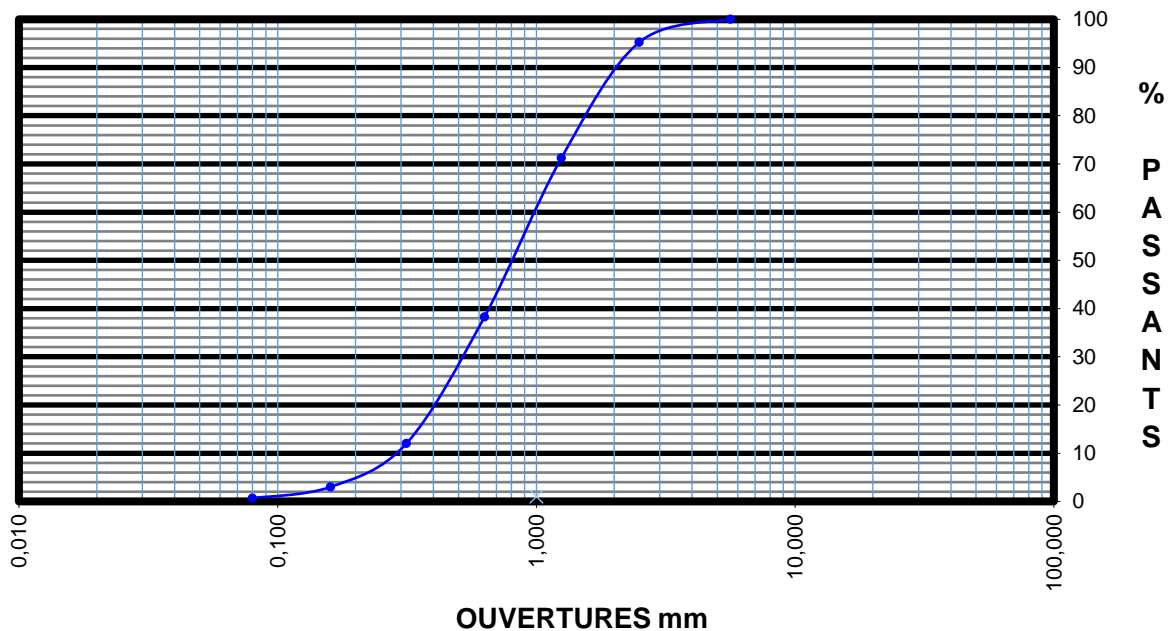


Figure 3. Analyse granulométrique de la sciure de bois

2. Confection des BTC

En vue d'étudier le comportement mécanique des briques étudiées, plusieurs mélanges ont été confectionnés (Tableau 1).

Tableau 1. Compositions des BTC confectionnées

Référence du mélange	Teneur en poudre de la coque d'arganier (%)	Teneur en sciure de bois (%)	Teneur en ciment (%)
Mélange Type 1	0	0	0
Mélange Type 2	2	0	5
Mélange Type 3	4	0	5
Mélange Type 4	6	0	5
Mélange Type 5	0	2	5
Mélange Type 6	0	4	5
Mélange Type 7	0	6	5

La teneur en eau optimale du mélange de référence (Type 1) a été déterminée en traçant la courbe des masses volumiques sèches en fonction de la teneur en eau (Figure 4). La valeur obtenue est égale à : 14 %. Pour les autres mélanges, on a procédé à un réajustement de la teneur en eau selon le cas étudié.

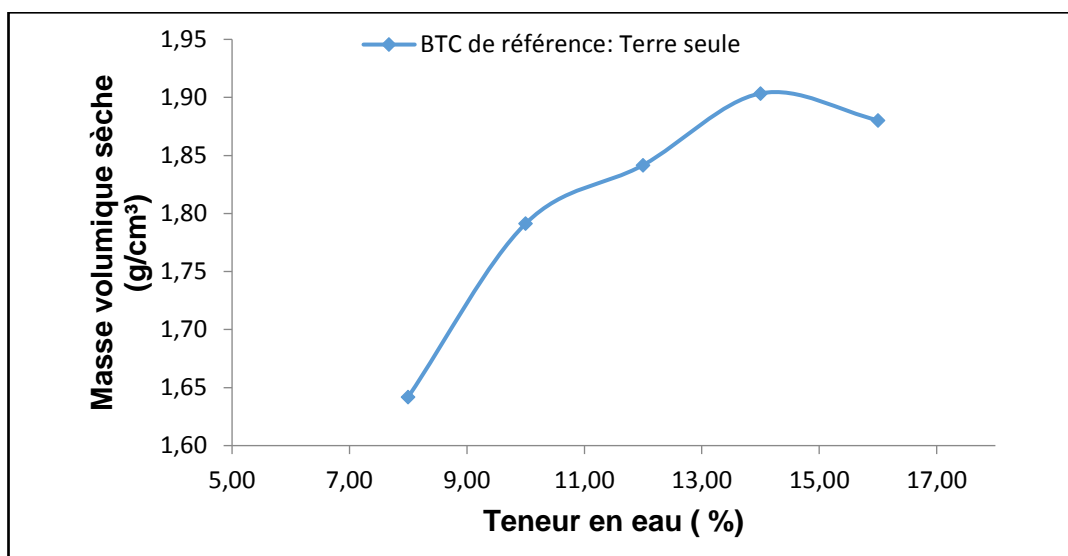


Figure 4. Teneur en eau optimale pour le mélange de référence

3. Essai de compression simple:

Cet essai a été réalisé selon la norme des briques en terre comprimée [3], et qui consiste à soumettre les deux demi-blocs de l'échantillon étudié collés par un mortier à un essai de compression simple (Figure 5). La valeur de la résistance à la compression est donnée par la formule suivante :

$$R_c = \frac{10 * F}{S} \quad (1)$$

Où :

R_c : Résistance à la compression des blocs en (MPa).

F : Charge maximale supportée par les deux demi-blocs (KN).

S : Surface moyenne des faces d'essai en cm^2 .



Figure 5. Photo de l'essai de compression simple

4. Essais de Traction par fendage :

Cet essai est dérivé de l'essai de traction par fendage (essai brésilien) [4]. Il s'agit de soumettre le bloc à une compression le long de deux baguettes situées de part et d'autre de ses faces, ce qui se traduit par une contrainte de traction suivant une facette verticale passant entre ces deux baguettes (Figure 6).

La résistance à la traction par fendage du bloc est donnée par la formule suivante :

$$R_t = 0.9 * 10 * \frac{2 * F}{\pi * l * h} \quad (2)$$

Où :

R_t : Résistance à la traction du bloc en Méga Pascal (MPa).

F : Charge maximale supportée par les deux demi-blocs en KN

l : Largeur du bloc en centimètres (cm).

h : Epaisseur du bloc en centimètres (cm).



Figure 6. Photo de l'essai de traction par fendage

3. Résultats et discussions

1. Masses volumiques

La variation des masses volumiques des BTC en fonction de la teneur en sciure de bois et de la poudre de la coque d'arganier est mentionnée dans la Figure 7.

Celle-ci montre que pour les deux types de BTC, l'ajout des charges permet de diminuer les masses volumiques.

On remarque aussi que les BTC chargées par de la sciure de bois présentent un décroissement important des masses volumiques en fonction de la teneur en charges comparées aux BTC chargées par de la poudre de la coque d'arganier. Elles sont passées pour le premier cas de 1921 Kg/M³ à 1534 Kg/M³, et de 1921 Kg/M³ à 1801 Kg/M³ pour le deuxième cas pour des teneurs variant de 0% à 6 % respectives.

Ceci peut être expliqué par la densité de la sciure de bois qui est inférieure à celle de la poudre de la coque de l'arganier.

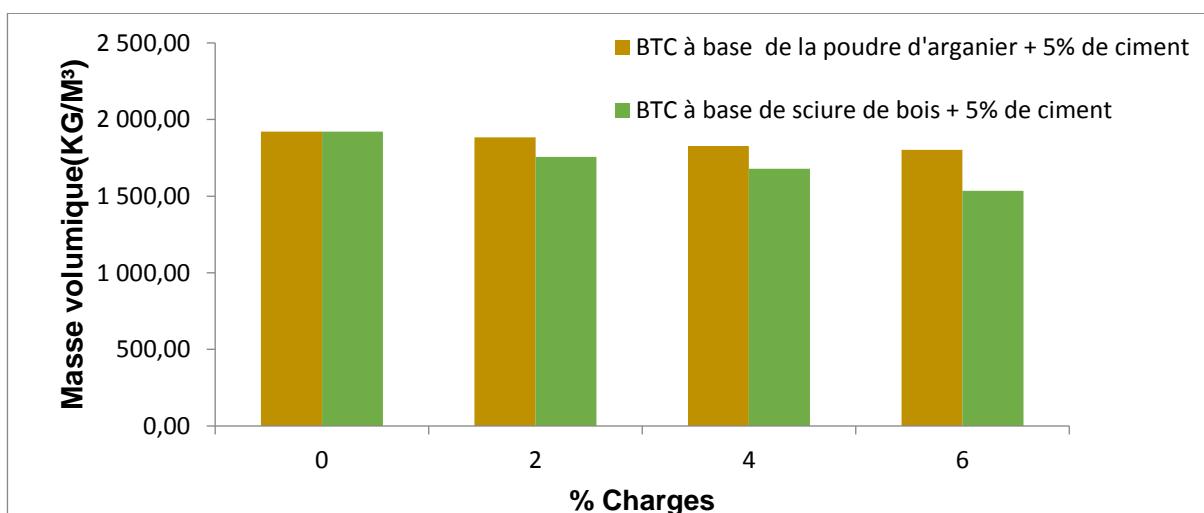


Figure 7. Variation des masses volumiques des BTC en fonction de la teneur en charges

2. Résistances à la traction :

Les deux types de BTC présentent un comportement différent par rapport à la nature de la charge en présence du ciment (Figure 8).

Pour les BTC chargées par de la poudre de la coque d'arganier, on remarque un faible décroissement de la résistance à la traction par ajout de la charge, elle est passée de 0,9 MPA à 0,64 MPA pour des teneurs variant de 0% à 6 %.

Ceci peut être expliqué par la faible adhérence entre la matrice des BTC et la poudre de la coque d'arganier dont les diamètres supérieurs à 0.063 mm représentent plus de 90% et la facilité avec laquelle les fissures peuvent se propager sous des charges de traction [5].

Pour les BTC chargées par de la sciure de bois, la résistance à la traction décroît légèrement jusqu'à une teneur de bois de 2% puis augmente.

Cela pourra être expliqué par la quantité d'argile qui diminue par ajout de la sciure de bois [6] et qui n'est pas compensée par le squelette granulaire formé entre le ciment et la terre pour des teneurs de sciure de bois inférieures à 2%. Quand celle-ci devient importante ($\geq 2\%$), il y'a création d'une matrice isotrope entre la structure argileuse et le réseau de fibres [6]. Un autre phénomène qui intervient et aide à l'amélioration de la résistance.

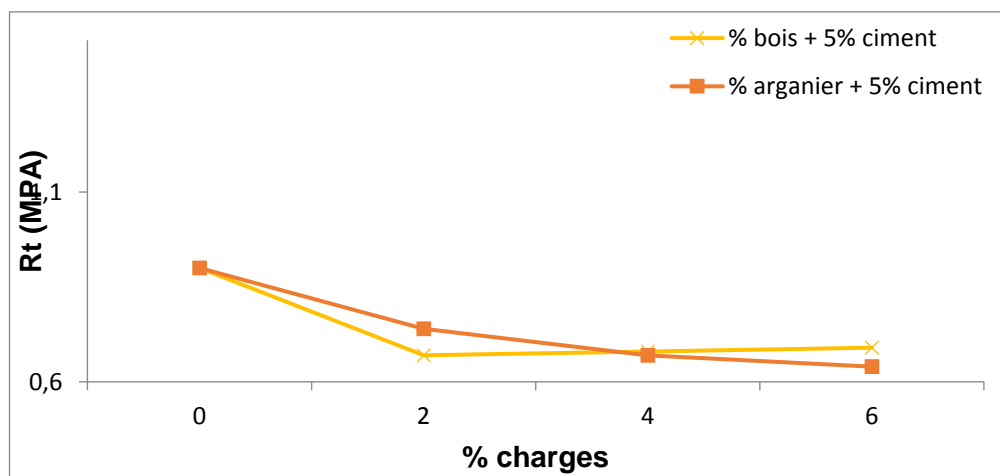


Figure 8. Evolution des résistances à la traction des BTC en fonction de la teneur en charges

3. Résistances à la compression :

La réaction des BTC aux efforts de compression diffère à celle de traction.

Pour les deux types de briques on remarque un optimum de résistance à la compression correspondant à une teneur de charges de 2% (Figure 9).

Pour les briques à base de la poudre de la coque d'arganier, la résistance à la compression optimale atteint 3,12 MPA, et elle est de 2,56 MPA pour celle à base de la sciure de bois.

Pour des valeurs de charges supérieures à 2% on constate un décroissement des résistances tout en restant supérieur au minimum requis qui est de 1 MPA selon Mansour et al. [7].

Cela pourra être expliqué par le fait que 2 % est la quantité optimale des ajouts qui permet une bonne adhérence avec la matrice des briques à une teneur en ciment égale à 5%, et que pour des valeurs supérieures à cet optimum la teneur en argile pouvant lier les granulats naturels devient insuffisantes.

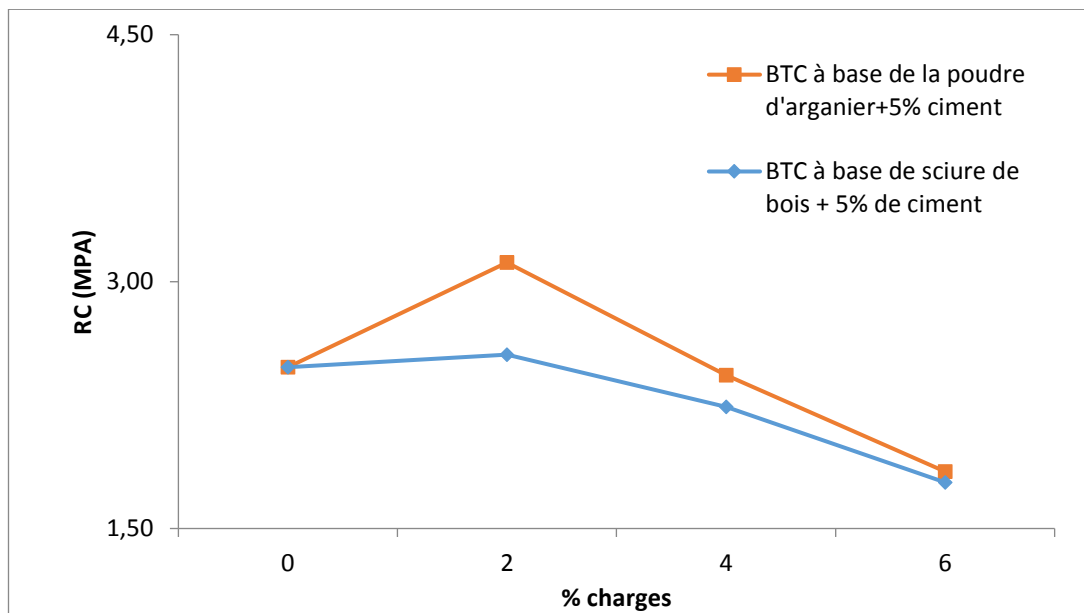


Figure 9. Evolution des résistances à la compression des BTC en fonction de la teneur en charges

4. Conclusions :

Au terme des différents essais réalisés sur les BTC chargées par de la poudre de la coque d'arganier et de la sciure de bois, nous pouvons conclure que :

- Pour les deux types des déchets naturels, les densités des BTC diminuent, ce qui sera d'un grand apport pour les habitats construits par ce type de matériau, car la diminution de la densité améliore l'isolation thermique [8].
- La résistance à la traction des BTC diminue légèrement en fonction de la teneur en poudre de la coque d'arganier, tandis que les BTC à base de la sciure de bois connaissent une augmentation de leur résistance à la traction à partir 2 % de charge ;
- Une amélioration considérable de la résistance à la compression pour moins de 2% de charges a été constatée pour les BTC à base des deux types de déchets naturels.

5. Bibliographie :

- [1] F. Pacheco-Torgal and S. Jalali, "Cementitious building materials reinforced with vegetable fibres: A review," *Constr. Build. Mater.*, vol. 25, no. 2, pp. 575–581, Feb. 2011.
- [2] O. Izemmouren and A. Guettala, "Effet du laitier de haut fourneau sur les propriétés d'ingénierie des briques de terre comprimée à base d'un sol portant de sulfate," in *Conférence Matériaux 2014-Colloque Ecomatériau*, 2014.
- [3] NF XP P13-901: "Blocs de terre comprimée pour murs et cloisons: définitions - Spécifications- Méthodes d'essais - Conditions de réception". AFNOR. p. 35, 2001.
- [4] M. Olivier, A. Mesbah, Z. El Gharbi, J.C. Morel "Mode opératoire pour la réalisation d'essais de résistance sur blocs de terre comprimée." *Mater.struct*, Vol. 30, pp 515-517, November 1997.
- [5] R. Medjo Eko, E. D. Offa, T. Yatchoupou Ngatcha, and L. Seba Minsili, "Potential of salvaged steel fibers for reinforcement of unfired earth blocks," *Constr. Build. Mater.*, vol. 35, pp. 340–346, Oct. 2012.
- [6] S. S. Namango, "Development of Cost-Effective Earthen Building Material for Housing Wall Construction: Investigations into the Properties of Compressed Earth Blocks Stabilized with Sisal Vegetable Fibres, Cassava Powder and Cement Compositions," *Cassava Powder Cem. Compos. Dr. Diss. Brandenbg. Tech. Univ. Cottbus Ger.*, 2006.
- [7] R. Medjo Eko, E. D. Offa, T. Yatchoupou Ngatcha, and L. Seba Minsili, "Potential of salvaged steel fibers for reinforcement of unfired earth blocks," *Constr. Build. Mater.*, vol. 35, pp. 340–346, Oct. 2012.
- [8] H. Binici, O. Aksogan, M. N. Bodur, E. Akca, and S. Kapur, "Thermal isolation and mechanical properties of fibre reinforced mud bricks as wall materials," *Constr. Build. Mater.*, vol. 21, no. 4, pp. 901–906, Apr. 2007.

Stabilité de la convection thermique dans un système à deux couches fluides chauffé par le bas en présence de vibration périodique

M. ECHCHADLI*,
S. ANISS*

*Université Hassan II Casablanca,
Faculté des Sciences Aïn Chock,
Laboratoire de Mécanique, B. P. 5366 Maârif

Résumé :

Nous présentons une étude sur les effets des vibrations sur l'instabilité thermique et d'interface dans un système constitué de deux couches fluides superposées miscibles de densités et de viscosités différentes et soumis à un gradient de température vertical. Initialement, le fluide le plus dense est situé au-dessous du moins dense, cette configuration peut éventuellement être renversée par les effets thermiques. En présence des vibrations, l'analyse de stabilité linéaire montre que le démarrage de la convection peut être retardé ou accéléré et les solutions sont harmoniques ou sous-harmoniques, selon les valeurs de la fréquence et de l'amplitude des vibrations. Nous examinons, dans cette étude, l'influence de la fréquence, du nombre de flottabilité et du rapport des viscosités sur le seuil de convection. Cette étude se veut un élargissement des études sur les problèmes de convection dans les manteaux terrestres.

Abstract :

We present a study on the effect of vibrations on thermal and interfacial instability in a system consisting of two miscible superimposed fluid layers of different densities and viscosities and subjected to a vertical temperature gradient. Initially, the denser fluid is located below the less dense, this configuration may possibly be reversed by the thermal effects. In the presence of vibrations, the linear stability analysis shows that the onset of convection can be delayed or accelerated and the solutions are harmonic or sub harmonic, according to the values of the frequency and the amplitude of the vibrations. In this study, we examine the influence of the frequency, the buoyancy number and the ratio of the viscosities on the convection threshold. This study is intended to broaden studies of convection problems in terrestrial coats.

Mots clés : Instabilité interfaciale ; Fluides miscibles ; Vibration périodique ; Convection thermique

1 Introduction

L'étude des instabilités interfaciales dans un système de deux couches fluides miscibles soumis à un gradient de température, a déjà fait l'objet de plusieurs travaux [1-6]. Dans ce cadre Johnson & Richter [1] se sont intéressés au cas d'un système composé de deux couches fluides miscibles et chauffé par le bas. En effectuant une analyse de stabilité linéaire dans le cas où les propriétés physiques telles que la viscosité, la diffusivité thermique, le coefficient de dilatation thermique des deux fluides, excepté la densité, sont égaux, ils ont montré que la convection est séparée dans chacune des deux couches fluides et que la convection est oscillante avec instabilité de l'interface. Ce même problème a été aussi traité par Olson et al. [2] qui ont effectué une étude expérimentale sur l'écoulement de deux fluides superposés dans une cuve et ont observé que l'interface est déstabilisée au voisinage d'une valeur critique du nombre de flottabilité. Par la suite, Olson et al. [3] ont effectué une analyse de stabilité linéaire en introduisant les termes dus aux effets de viscosité dans les équations de Navier-Stokes. Ils ont ainsi montré que les prévisions faites à partir de l'analyse linéaire de stabilité sont conformes aux mesures expérimentales. Davaille & Jaupart [4] ont été motivés par un intérêt en géophysique, des expériences de laboratoire ont été réalisées pour déterminer l'influence du contraste de viscosité, sur la stabilité des deux couches fluides miscibles dans le cas où il n'y a aucune tension superficielle à l'interface. Dans la situation où l'on a de très grandes valeurs du nombre de Rayleigh thermique et du nombre de Prandtl, ils ont montré que pour un nombre de flottabilité supérieur à l'unité, la convection thermique se développe dans les deux couches superposées, par contre l'interface se déforme dans de grands dômes qui se déplacent quasi-périodiquement. Plus tard, le Bars et Davaille [6] se sont concentrés sur le régime où l'interface se déforme largement et les mouvements se propagent sur toute la profondeur du système. Ils ont utilisé l'analyse de stabilité linéaire et des expériences en laboratoire, dans le cas où le rapport de viscosité est supérieur à 5, pour étudier davantage la stabilité et l'existence des deux régimes de convection, l'un stationnaire et l'autre oscillant, en fonction du rapport des viscosités, de la profondeur et du rapport des densités. Ils ont montré que le régime oscillant existe lorsque le nombre de flottabilité est inférieur à une valeur critique.

Aucun travail cité ci-dessus n'a tenu compte des vibrations qui peuvent exister dans les manteau terrestres. D'autre part les vibrations sont connues pour être parmi les moyens les plus efficaces d'affecter le comportement des systèmes fluides dans le sens d'accélérer ou de réduire le seuil de convection. Ces vibrations sont associées soit à la gravité, soit à des températures variables dans le temps imposées sur les plans horizontaux d'une couche fluide. A ce sujet, Gresho et Sani [7] ont étudié l'influence de la modulation gravitationnelle sinusoïdale sur le seuil d'instabilité des deux configurations d'équilibre stable et instable pour un fluide confiné entre deux parois rigides et horizontales. Ils ont montré que pour des amplitudes faibles ou modérées, les oscillations ont un effet stabilisant avec des solutions harmoniques au seuil de l'instabilité. Pour des amplitudes grandes, le déclenchement du mouvement de convection se fait avec des solutions sous harmoniques. Aniss et al. [8] ont proposé des études sur l'instabilité convective de Rayleigh-Bénard au sein d'une couche confinée dans une cellule de Hele-Shaw dans le cas d'une modulation gravitationnelle. Ils ont montré que les vibrations ne peuvent générer d'instabilité convective que lorsque le nombre de Prandtl est de l'ordre de l'unité ou supérieur à l'unité. Dans le présent travail, nous reprenons ces travaux en considérant un système constitué de deux couches fluides miscibles en présence de vibration périodique. Nous effectuons une analyse de stabilité linéaire et nous examinons l'influence de la modulation, du nombre de flottabilité, et l'effet du rapport des viscosités sur le seuil de convection.

2 FORMULATION

On considère un système à deux couches fluides, miscibles, visqueuses et incompressibles, d'épaisseurs d_i , de densités ρ_i et de viscosités cinématiques ν_i avec $i = 1, 2$. Les indices 1 et 2 se rapportent respectivement aux fluides inférieur et supérieur. On considère qu'il n'y a ni tension superficielle ni diffusion chimique à l'interface entre les deux fluides. Les plans inférieur et supérieur sont maintenus

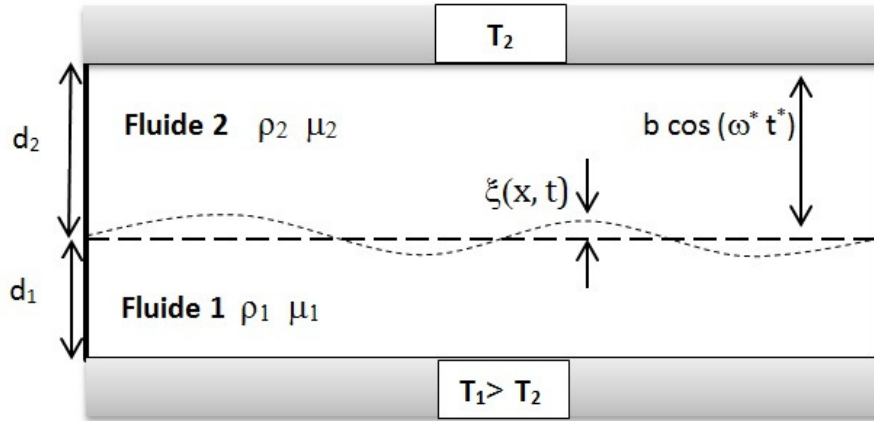


FIGURE 1 — Système de deux couches fluides, confinées entre deux plaques planes horizontales soumis à un gradient de température et à des vibrations périodiques

à des températures uniformes T_1 et T_2 respectivement. Nous considérons que les deux couches fluides sont soumises à un mouvement périodique vertical selon la loi de déplacement $b\omega^{*2} \cos(\omega^* t^*)$, où b et ω^* désignent respectivement l'amplitude de déplacement et la fréquence dimensionnelle du mouvement oscillatoire. L'accélération totale inclue à la fois l'accélération statique de gravité, et la partie vibrationnelle : $g \rightarrow g + b\omega^{*2} \cos(\omega^* t^*)$ (voir figure 1).

A l'équilibre, les couches fluides sont séparées par une interface qui est initialement plane, le champ de vitesse est nul et le régime thermique est conducteur. Les équations de l'équilibre sont :

$$\mathbf{V}_i = 0 \quad (1)$$

$$T_e^* = \frac{T_2 - T_1}{d} z^* + \frac{d_1}{d} (T_2 - T_1) + T_1 \quad (2)$$

$$\nabla P_{ie}^* + \rho_{ie} (g + b\omega^{*2} \cos(\omega t^*)) = 0 \quad (3)$$

Nous définissons le rapport des profondeurs par : $a = \frac{d_1}{d_2}$, dans une approximation du premier ordre, l'équation d'état utilisée à l'intérieur de chaque couche i est :

$$\rho_i = \rho_{io} - \beta \rho_o (T(T_1 - T_2) - T_o) \quad (4)$$

où $\rho_o = \frac{(\rho_{10} + \rho_{20})}{2}$.

Le système linéaire correspondant à la perturbation de l'état d'équilibre est donné par l'équation de continuité, l'équation de quantité de mouvement et l'équation d'énergie :

$$\nabla \cdot \mathbf{V}_i = 0 \quad (5)$$

$$\frac{\partial \mathbf{V}_i}{\partial t^*} = -\frac{1}{\rho_o} \nabla P_i - \beta (g + b \cos(\omega^* t^*)) \mathbf{k} + \nu_i \Delta \mathbf{V}_i \quad (6)$$

$$\frac{\partial T_i}{\partial t^*} + w_i \frac{T_2 - T_1}{d} = \kappa \Delta T_i \quad (7)$$

Les fluides sont considérés incompressibles, sauf pour les termes de flottabilité (approximation de Boussinesq).

Nous adoptons l'analyse adimensionnelle utilisée par Le Bars et Davaille [6]. Les variables adimensionnelles sont définies par :

$$(x, y, z) = \left(\frac{x^*}{d}, \frac{y^*}{d}, \frac{z^*}{d} \right); \quad (u_i, v_i, w_i) = \left(\frac{u_i^*}{\vartheta}, \frac{v_i^*}{\vartheta}, \frac{w_i^*}{\vartheta} \right); \quad t' = \frac{t^*}{d/\vartheta}; \quad T_i = \frac{T_i'}{T_1 - T_2}; \quad p_i = \frac{p_i'}{\rho_2 \nu_2 \vartheta d}$$

où les variables non étoilées sont sans dimension et $\vartheta = \frac{\beta g (T_1 - T_2) d^2}{\nu_2}$ est la vitesse de Stokes qui a été choisie comme échelle caractéristique de la vitesse, le système (5)-(7) s'écrit sous la forme adimensionnelle suivante :

$$\nabla \cdot \mathbf{V}_i = 0 \quad (8)$$

$$\frac{Ra}{Pr} \frac{\partial \mathbf{V}_i}{\partial t} = -\nabla P_i + (1 + \alpha \cos(\Omega t)) T_i \mathbf{k} + \frac{\nu_1}{\nu_2} \Delta \mathbf{V}_i \quad (9)$$

$$Ra \left(\frac{\partial T_i}{\partial t} - \mathbf{w}_i \right) = \Delta T_i \quad (10)$$

où $Ra = \frac{\beta g \Delta T d^3}{\kappa \nu_2}$, est le nombre de Rayleigh $Pr = \frac{\nu_2}{\kappa}$ est le nombre de Prandtl, $\alpha = \frac{b \omega^*{}^2}{g} = Fr \Omega^2$ où Fr est le nombre de Froude défini par $Fr = \frac{\kappa^2 b}{g d^4}$ et $\Omega = \frac{\omega^* d^2}{\kappa}$ est la fréquence adimensionnelle. Pour éliminer le terme correspondant à la pression nous effectuons la projection sur la verticale du rotationnel du rotationnel de l'équation (9). En général, le nombre de Prandtl est considéré infini dans les manteaux terrestres, ce qui permet de négliger l'accélération du fluide. Ainsi au cours de notre étude, on ne s'intéressera qu'à des systèmes où le nombre de Prandtl est très élevé. Les termes inertiels dans l'équation (9) peuvent alors être négligés, on obtient :

$$-\frac{\nu_i}{\nu_2} \Delta \Delta w_i = (1 + \alpha \cos(\frac{\Omega}{Ra} t^*)) \frac{\partial^2 T_i}{\partial x^2} \quad (11)$$

$$Ra \left(\frac{\partial T_i}{\partial t^*} - \mathbf{w}_i \right) = \Delta T_i \quad (12)$$

2.1 Conditions aux limites

2.1.1 Conditions aux limites sur les parois

Ces conditions s'écrivent :

Condition d'imperméabilité :

$$w_1(z = -a) = w_2(z = 1 - a) = 0 \quad (13)$$

Condition d'adhérence :

$$\frac{\partial w_1}{\partial z}(z = -a) = \frac{\partial w_2}{\partial z}(z = 1 - a) = 0 \quad (14)$$

Condition sur la température :

$$T_1(-a) = 0; \quad T_2(1 - a) = 0 \quad (15)$$

2.1.2 Conditions aux limites à l'interface

La position de l'interface à l'équilibre entre les deux fluides est en $z = 0$. Les distorsions de l'interface de cette position sont décrites par la fonction $h(x, t)$. En supposant que ces distorsions sont infinitésimales, un développement de Taylor aux voisinage de $z = 0$ est utilisée pour obtenir les conditions linéarisés à l'interace :

- Condition cinématique

$$w_1 = \frac{\partial h}{\partial t} \quad (16)$$

- Continuité des composantes normales de la vitesse

$$w_1 = w_2 \quad (17)$$

- Continuité des contraintes tangentielles

$$\gamma \frac{\partial^2 w_1}{\partial z^2} - \frac{\partial^2 w_2}{\partial z^2} = \gamma \frac{\partial^2 w_1}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 w_2}{\partial x^2} \quad (18)$$

- Continuité des contraintes normales

$$\frac{\Delta \partial}{\partial z}(\gamma w_1 - w_2) + \frac{2\partial^3}{\partial z \partial x^2}(\gamma w_1 - w_2) = -B(1 + \alpha \cos(\frac{\Omega}{Ra} t^*)) \frac{\partial^2 h}{\partial x^2} \quad (19)$$

où $\gamma = \frac{\nu_1}{\nu_2}$ désigne le rapport des viscosités des deux couches fluides.

- Continuité des températures

$$T_1 = T_2 \quad (20)$$

- Continuité des flux de chaleur

$$\frac{\partial T_1}{\partial z} = \frac{\partial T_2}{\partial z} \quad (21)$$

2.2 Analyse en mode normaux

La solution du problème (11)-(21) est cherchée en termes de modes normaux :

$$w_i(x, z, t) = \tilde{w}_i(z, t)e^{(iqx)} \quad (22)$$

$$T_i(x, z, t) = \tilde{T}_i(z, t)e^{(iqx)} \quad (23)$$

Par conséquent, $\tilde{w}_i(z, t)$ et $\tilde{T}_i(z, t)$ sont les solutions des équations suivantes :

$$0 = \frac{\nu_i}{\nu_2} (D^2 - q^2)^2 \tilde{w}_i(z, t) - (1 + \alpha \cos(t)) q^2 \tilde{T}_i(z, t) \quad (24)$$

$$\Omega \frac{\partial}{\partial t} \tilde{T}_i(z, t) = Ra \tilde{w}_i(z, t) + (D^2 - q^2) \tilde{T}_i(z, t) \quad (25)$$

Selon la théorie de Floquet, le système d'équation (21)-(22) possède des solutions périodiques de période 2π correspondant à des solutions harmoniques ainsi que des solutions sous-harmoniques de période 4π . Ce système est résolu numériquement par des méthodes spectrales de collocation de Tchebychev [9].

3 RESULTATS ET DISCUSSION

La validation du calcul numérique a été faite quand il n'y a pas de saut de densité à l'interface, $B = 0$ et dans le cas où $\Omega = 0$ avec des propriétés physiques des deux fluides égales. Nous retrouvons alors le résultat de la convection de Rayleigh-Bénard $Ra = 1707,76$ et $q = 3.12$.

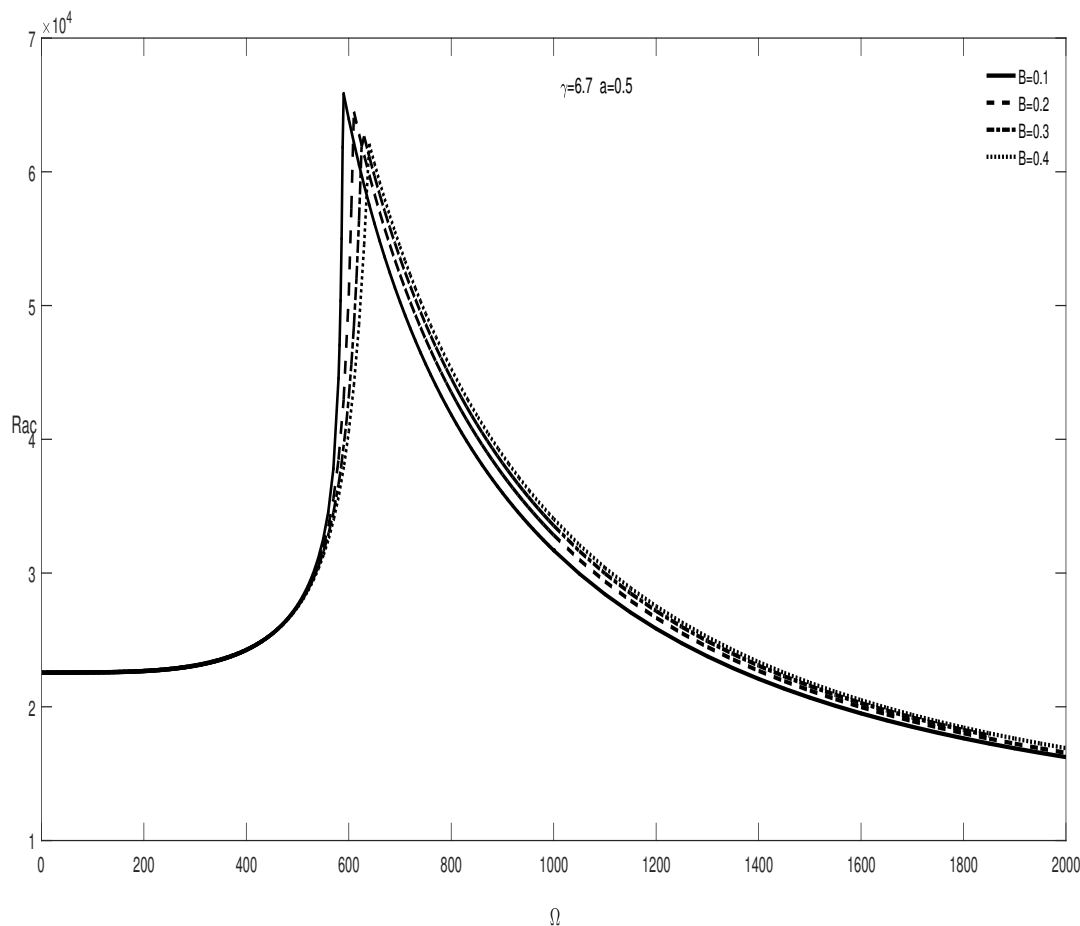


FIGURE 2 – Variation du nombre de Rayleigh critique Rac , en fonction de la fréquence adimensionnelle, pour $Fr = 10^{-5}$ et $\gamma = 6.7$

Sur la figure 2, nous présentons les variations du nombre de Rayleigh critique Rac , en fonction de la fréquence adimensionnelle Ω , pour différentes valeurs du nombre de flotabilité. Lorsque Ω s'approche de zéro Rac tend vers les valeurs du régime stratifié du cas non modulé [6]. Par ailleurs, lorsque Ω croît

à partir de zéro on est dans une région où le seuil de convection correspond à des solutions harmoniques. Dans cette région, le nombre de Rayleigh critique augmente avec Ω pour atteindre une certaine valeur maximale qui dépend du nombre de flotabilité, cette valeur représente l'intersection des deux type de solutions, harmoniques et sous harmoniques et dépend aussi de γ et de Fr . au delà de la valeur maximale, le seuil de convection correspond à des solution sous harmoniques. Lorsque Ω tend vers l'infini, le nombre de Rayleigh critique tend vers une valeur asymptotique $Ra_c = 1,502 \cdot 10^4$ qui reste indépendante du nombre de flotabilité.

La zone où les solutions sont harmoniques se réduisent de façon très faibles quand B diminue, et pour une fréquence adimensionnelle fixée le nombre de Rayleigh critique Ra_c augmente légèrement avec l'augmentation de B .

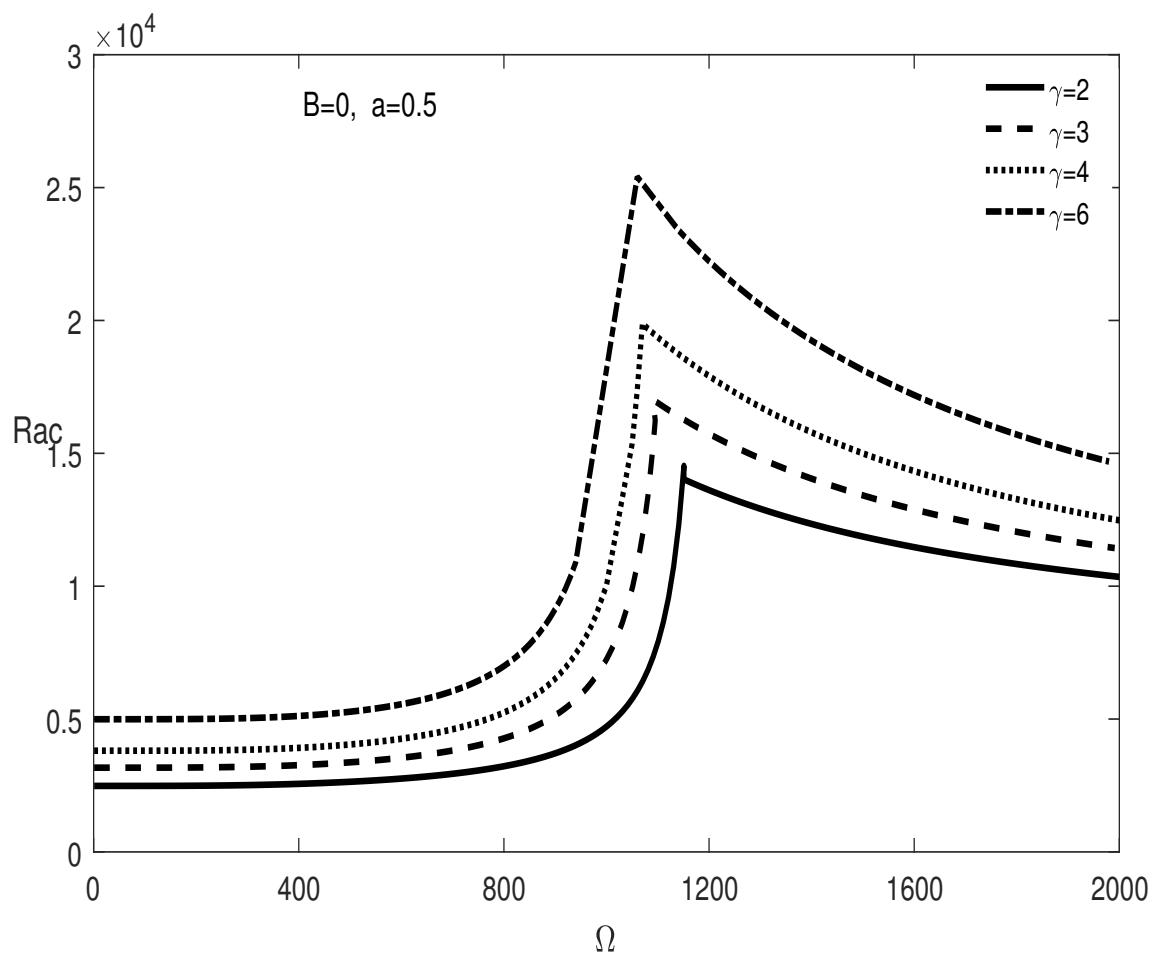


FIGURE 3 — Variation du nombre de Rayleigh critique, Ra_c , en fonction de la fréquence adimensionnelle, pour différentes valeurs du rapport de viscosité, pour le nombre de Froude $Fr = 10^{-5}$ et le nombre de flotabilité $B = 0$

Sur la figure 3, nous présentons, la variation du nombre de Rayleigh critique en fonction de la fréquence adimensionnelle pour différentes valeurs du rapport de viscosité. Lorsque la fréquence adimensionnelle tend vers zéro, le nombre de Rayleigh critique tend vers les valeurs du seuil stationnaire du cas non modulé, par ailleurs lorsque la fréquence adimensionnelle croît à partir de zéro, on est dans une région où le seuil de convection correspond à des solutions harmoniques. Dans cette région le nombre de Rayleigh critique augmentent avec la fréquence adimensionnelle pour atteindre une certaine valeur de $\Omega(\gamma)$ correspondant à nombre de Rayleigh est maximal, cette valeur dépend du rapport de viscosité et

augmente avec le rapport de viscosité, γ . Au delà de cette valeur maximale qui correspond à l'intersection des deux types de solutions, harmonique et sous harmonique, le nombre de Rayleigh diminue en fonction de la fréquence adimensionnelle, on est toujours en présence d'un effet stabilisant. L'effet du rapport de viscosité est stabilisant. Nous constatons que l'effet de la fréquence adimensionnelle sur le seuil convectif dépend du rapport de viscosité. Enfin, les résultats démontrent que la diminution du rapport de viscosité entre les couches augmente systématiquement significativement le seuil de stabilité. Cet effet est stabilisant .

4 CONCLUSION

Nous nous sommes intéressé à l'étude de l'influence de la modulation gravitationnelle sur le seuil d'instabilité convectif au sein de deux couche fluides miscibles confinée entre deux plans, soumises à un gradient de température vertical constant. Cette étude nous a permis d'examiner l'influence d'une modulation sur le seuil de convection. Dans ce cadre, nous avons essentiellement comparé les résultats relatifs à une seule couche non modulée et nous avons montré que la modulation produit un effet stabilisant ou déstabilisant. Nous avons montré aussi que le rapport de viscosité a beaucoup d'influence sur les solutions harmoniques et sous harmoniques. Enfin, les résultats démontrent que la diminution du rapport de viscosité entre les couches augmente significativement le seuil de stabilité et l'effet de l'augmentation de ce rapport est stabilisant.

Références

- [1] Richter, F. M. and Johnson, C. E. Stability of a chemically layered mantle. *J. Geophys.* 1974, Res. **79** 1635-1639.
- [2] Olson, P. and Kincaid, C. Experiments on the interaction of thermal convection and compositional layering at the base of the mantle. *J. Geophys.* 1991, Res. **96**, 4347-4354
- [3] Olson, P. Silver, P. G. and Carlson, R. W. The large scale structure of convection in the Earth's mantle. 1990, *344*, 209-215.
- [4] Davaille, A. and Jaupart, C. Transient high-Rayleigh-number thermal convection with large viscosity variations. *J. Fluid Mech.* 1993, **250**, 141-166.
- [5] Davaille, A., Simultaneous generation of hotspots and superswells by convection in a heterogeneous planetary mantle, *Nature*. 1999, **402**, 756-760.
- [6] Le Bars, M. and Davaille, A. "Stability of thermal convection in two superimposed miscible viscous fluids", *J. Fluid Mech.* 2002, vol. **471**, pp. 339-363
- [7] Gresho, P. M., and Sani, R. L., "The Effects of Gravity Modulation on the Stability of a Heated Fluid Layer," *J. Fluid Mech.*, 1970, **40**, 783-806.
- [8] Aniss, S., Souhar, M., and Belhaq, M., Asymptotic study of convective parametric instability in Hele-Shaw cell. *Phys. Fluids*, 2000, **12**(2), pp. 262-268.
- [9] Weideman, J. A. C., Reddy, S. C., A MATLAB Differentiation Matrix Suite.

PROPRIETES MECANIKES ET STABILITE DANS L'EAU DES BLOCS DE BOUE D'ARGILE RENFORCES A LA PAILLE DE RIZ

C. H. Kouakou*, A. C. Djohoré, K.C Kouadio, E. Emeruwa
Laboratoire de GéoMatériaux et de Technologie de l'Habitat, UFR-STRM, Université Félix Houphouët Boigny 22
BP 582 Abidjan 22

*Auteur correspondant: honore_kouakou2@yahoo.fr

Résumé

Le retour de nos jours aux techniques constructives en terre dans de nombreux pays a suscité le développement de techniques variées de production de blocs de terre soutenu par les recherches scientifiques. Parmi celle-ci, la technique de blocs de boue d'argile coulée qui ressemble à la technique la plus connue des adobes mais est très différente. Cette recherche vise à revisiter cette technique et à améliorer les performances mécaniques et la stabilité dans l'eau des blocs.

Des blocs de boue d'argile contenant 8 % de ciment et des teneurs de pailles de riz variant entre 0 et 1 % (proportion massique) ont été confectionnés. Certains ont été mis à maturation dans de l'eau pendant 20 jours puis séchés durant 5 jours au soleil tandis que la maturation des autres s'est faite à la température ambiante dans une salle pendant 25 jours. Ces blocs ont été sollicités en flexion à l'état sec et humide. De même leurs absorptions d'eau et gonflements ont été mesurés. Les blocs ayant subi une maturation dans l'air se dissolvent totalement ou partiellement dans l'eau tandis que, ceux qui ont été soumis à la maturation dans l'eau restent stables dans l'eau. En outre, de façon générale la présence de fibre provoque une augmentation du taux d'absorption d'eau et le gonflement des blocs. Elle favorise aussi l'augmentation des résistances mécaniques des blocs à cause de leur distribution et de l'adhérence à la matrice argile ciment. Enfin, les meilleures résistances en flexion sont obtenues avec 0,8 % de fibre sur les blocs ayant subi une maturation dans l'eau.

Mots clés : Paille de riz, bloc de boue, gonflement, propriétés mécaniques, maturation

1- Introduction

De nos jours, l'on estime qu'approximativement 30 % de la population mondiale vit encore dans une maison construite en terre (Goodhew et Griffiths 2005, Binici et al. 2005). Ce retour aux habitats en terre va continuer à augmenter à cause de la prise en compte des notions développement durable et de l'apport de ces constructions à la protection de l'environnement. Pour répondre à cette forte demande en matériaux terre de nombreuses techniques d'élaboration des produits de construction à base de terre se sont développées. Ainsi, la technique des adobes et des blocs de terre comprimée connaissent des améliorations appréciables dans leur mise en œuvre. De plus, des procédés d'incorporation d'additif soit minéraux, soit de fibres végétales à la matrice en terre ont été envisagés pour accroître la résistance mécanique, la stabilité, l'imperméabilité et la durabilité des produits en terre (Reddy et Gupta 2005, Mesbah et al. 2004)

Par contre la technique de production de blocs de terre par coulage des boues dans des moules a très peu évolué. Sa mise en œuvre est fortement basée sur l'empirisme et la connaissance traditionnelle. Le matériel utilisé est très simple donc accessible aux populations disposant d'un pouvoir d'achat faible. Elle peut encore être utile pour loger de façon descente des réfugiés. Aussi cet article se propose-t-il de revisiter la production de blocs par coulage boue d'argile.

Le séchage de boue d'argile entraîne en général la fissuration des produits, qui sont des zones de faiblesse qui les exposent à une dégradation précoce. Ainsi de la paille de riz et du ciment ont été incorporés dans les blocs. Par conséquent, cette étude a pour objectif d'améliorer les propriétés mécanique et la stabilité des blocs de boue.

2- Matériel et méthodes

2-1. Matière première

➤ Argile

L'argile utilisée a été prélevée dans la localité de Dabou, à proximité du village Agnéby (SW d'Abidjan). Elle a été réduite en poudre grâce à un broyeur à billes.

L'argile a été soumise à une analyse granulométrique et à la diffraction des rayons X à l'aide respectivement d'un granulomètre laser LS 230 de type « COULTER) et d'un diffractomètre Inel CPS 120 de type « SIEMENS » utilisant la radiation $K\alpha$ du cuivre.

➤ Ciment

Le ciment utilisé pour cette étude est un ciment Portland composé (CEM II) distribué par la Société des Matériaux d'Abidjan (SOCIMAT) sous la marque «BELIER».

Le ciment a été soumis à une analyse granulométrique à l'aide du granulomètre laser LS 230 de type « COULTER).

➤ Paille de riz

La paille de riz utilisée dans cette étude est obtenue après la récolte du riz dans un champ proche de la localité de Dabou au sud de la Côte d'Ivoire. Lestiges de riz sèches (fig. 1) sont débarrassées de leurs feuilles. Les pailles de riz ainsi obtenues sont entreposées dans une salle à une température de 25 °C. Elles ont la forme d'un tube creux dont le diamètre extérieur varie entre 1 et 4 mm. Cette paille de riz a été soumise à des essais d'absorption d'eau et de traction.



Figure 1 : structure d'une plante de riz seca) tige b) paille

2-2 Elaboration des blocs

Cette élaboration se fait en plusieurs étapes. D'abord 8 % de ciment et les fibres de coco de 30 mm de longueur, dans les proportions massique de 0 ; 0,2 ; 0,4 ; 0,6 ; 1% sont ajoutés à la poudre argile puis l'ensemble est mélangé à sec pendant 30 s. Ensuite la quantité d'eau nécessaire pour obtenir une pâte de consistance normale avec un affaissement au cône d'Abrams correspond à 32 mm est ajoutée. Cela correspond aux différents rapports eau sur matériaux contenu dans le tableau I. L'ensemble est malaxé jusqu'à obtention d'un mélange homogène à vue d'œil. Enfin, la pâte obtenue est coulée dans les moules de dimension 4 x4 x 16 cm³ puis stocker dans une salle à la température de 26 °C et une humidité constante (70 %). Trois (3) jours après leur mise en forme, les éprouvettes sont démoulées et réparties en trois groupes. Le premier groupe d'éprouvette est conservé dans la même salle à la température ambiante de 25 °C et à une humidité relative de 70 % jusqu'à 28 jours d'âge. Le deuxième groupe est mis bâche jusqu'à 24 jours d'âge puis séché à la température ambiante de la salle pendant 4 jours. Le troisième groupe est immergé dans de l'eau jusqu'au 24^{ème}

jour puis les éprouvettes sont retirés de l'eau et séchées à la température ambiante de la salle pendant 4 jours. Ces trois groupes d'éprouvette ainsi traités seront soumis aux différents essais.

Tableau I : Composition des différents mélanges

Pourcentage massique de fibre (%)	Rapport eau matériau
0	0,60
0,2	0,62
0,4	0,63
0,6	0,64
0,8	0,65
1	0,66

2-3 Techniques d'essai

➤ Essai mécanique en flexion

L'essai de flexion trois (3) point à été réalisé sur les éprouvettes suivant la norme NFP 15-451. La résistance (τ_f) à la flexion est calculée à partir des formules :

$$\tau_f = 3F_d l / 3b^3 \quad (1)$$

Ces essais ont été réalisés sur des blocs secs et humides. Les valeurs présentées sont les moyennes obtenues sur trois blocs.

➤ Essai absorption et de gonflement

Deux épingles de 0,5 mm de diamètre sont d'abord enfoncées dans les différentes éprouvettes séparées d'une distance (l). Ensuite, la masse (m_o) des éprouvettes sont déterminées à l'aide d'une balance de précision 0,01 puis elles sont immergées dans de l'eau. Au bout de 15 ; 30 ; 60 min et 24 heures les éprouvettes sont sorties de l'eau puis la distance entre les deux épingles (l_t) sont mesurées avec un pied à coulisse de précision 0,02 mm et leur masse (m_t) est déterminée. Le gonflement (G) et l'absorption (A) sont donnés par les formules :

$$G = 100 * (l_t - l_o) / l_o$$

$$A = 100 * (m_t - m_o) / m_o$$

➤ Retrait de séchage et masse volumique

Au cours du séchage les dimensions des éprouvettes diminuent. Pour apprécier ce rétrécissement, le retrait de séchage est calculé à partir des dimensions (longueur(L), largeur

(l) et hauteur (h)) déterminées sur les éprouvettes au premier jour et après 28 jours de séchage avec un pied à coulisse de précision 0,02 mm. Le retrait est donné par la formule :

$$R=100*(V-V_0)/V_0$$

Avec V volume intérieur du moule, V₀ volume de l'éprouvette après 28 jours de séchage et maturation (V=L*I*h).

De plus à 28 jours de séchage, certaines éprouvettes sont mises à l'étuve pendant 24 heures à la température de 105 °C. Ensuite leur masse (m₁) est déterminée à l'aide d'une balance de précision 0,01. Enfin leur masse volumique sèche est calculée

3 –Résultats et Discussion

3-1 Caractérisation de la matière première

3-1-1 Argile

Les analyses granulométrique réalisées sur l'argile montrent qu'elle est composée de 52 % d'argile, 47 % de limon et 1 % de sable fin (fig. 2) donc a une texture argilo-limoneuse. Elle est formée majoritairement de deux populations de grain 0,02 µm et 2µ. Cette argile est constituée au plan minéralogique d'illite, majoritairement de la kaolinite et du quartz (fig. 3). Au plan chimique (tableau II) l'argile est formée majoritairement de trois oxydes : SiO₂ (56,20 %); Al₂O₃(27,75 %) et Fe₂O₃ (6,60 %). Elle ne contient pas de sel qui pourrait limiter sont stabilisation par le ciment. Des résultats identiques ont été obtenus par Kouadio et al. (2003)

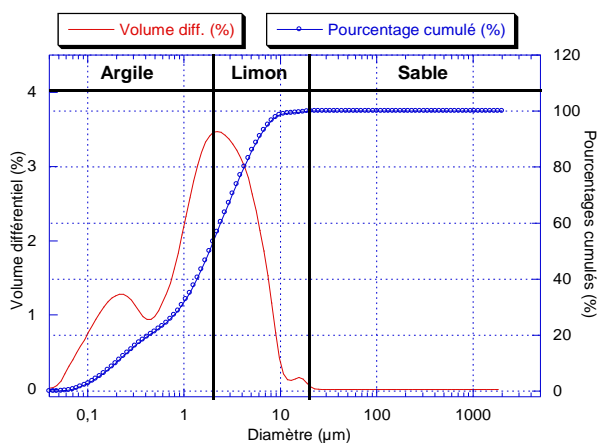


Figure 2 : Granulométrie de l'argile

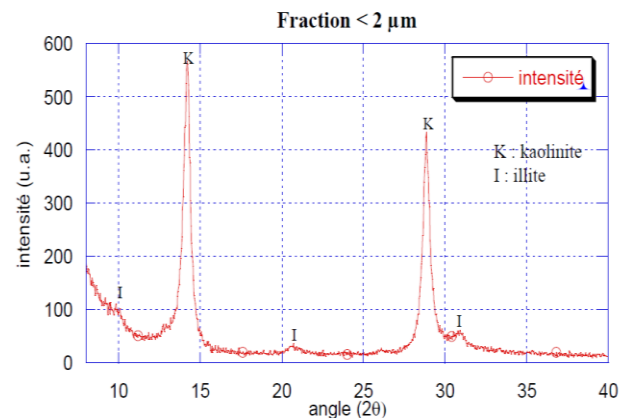


Figure 3 : Courbe de diffraction X de l'argile

Tableau II: Composition chimique de l'Argile de Dabou

Oxydes	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	TiO ₂	K ₂ O	Na ₂ O	CaO	SO ₃	Cr ₂ O ₃	MgO	P ₂ O ₅
Teneur (%)	56,20	27,75	6,60	1,19	1,86	0,64	0,95	1,19	0,06	0,73	0,10

3-1-2 Ciment

Le ciment utilisé dans cette étude est composé essentiellement de particules de diamètre inférieur à 100 µm. Il est constitué majoritairement de deux types de grains de diamètre 9 µm et 68 µm.

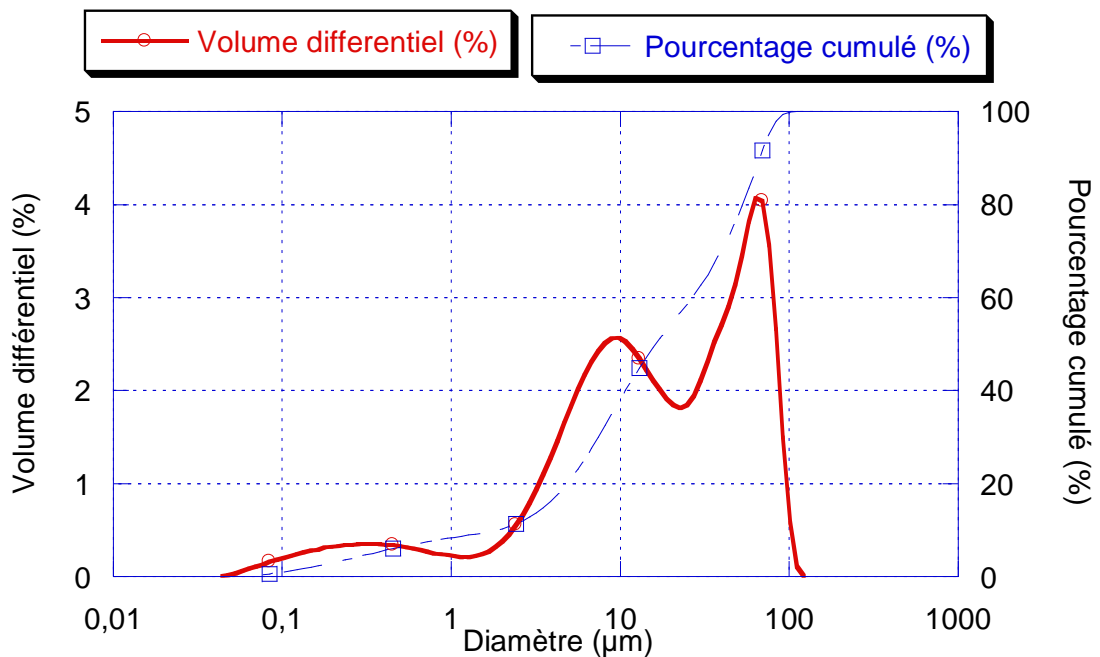


Figure 3 : Granulométrie du ciment

Ce ciment est de façon général constitué de particules plus grossières que l'argile

3-1-3 Pailles de riz

Le tableau III donne les résultats de la caractérisation de la paille de riz. Il indique que la paille de riz absorbe 300 % de sa masse en eau. Elle a donc une très grande capacité d'absorption. Ce tableau montre aussi que la paille de riz a une forte résistance en traction. Elle peut donc être utilisée comme renfort dans les matériaux et servir à les rendre légers. Cependant la paille de riz peut accroître la capacité d'absorption d'eau des produits qui la contiennent.

Tableau III : Caractéristique de la paille de riz

Paramètres	Paille de riz
Masse volumique	0,33
Absorption d'eau à saturation (%)	300
Résistance à la traction (MPa)	145

3-2 Stabilité dans l'eau des blocs

3-2-1 Absorption des blocs

La figure 4 présente la variation de l'absorption des blocs en fonction du temps. Elle montre que les blocs mis à maturation dans l'air se dissolvent totalement dans l'eau sans que ceux mis à maturation sous bâche et dans l'eau sont stables. Le mode de maturation des blocs améliore leur stabilité dans l'eau.

La figure montre aussi que pour un même type de bloc, ceux mis à maturation sous bâche d'absorbent plus d'eau que leur homologues mis à maturation dans l'eau. La maturation sous bâche occasionne dans les blocs une capacité d'absorption capillaire plus importante que ceux conservés dans l'eau. La maturation dans l'eau conduit à des blocs plus ayant une faible capacité d'absorption et stable dans l'eau.

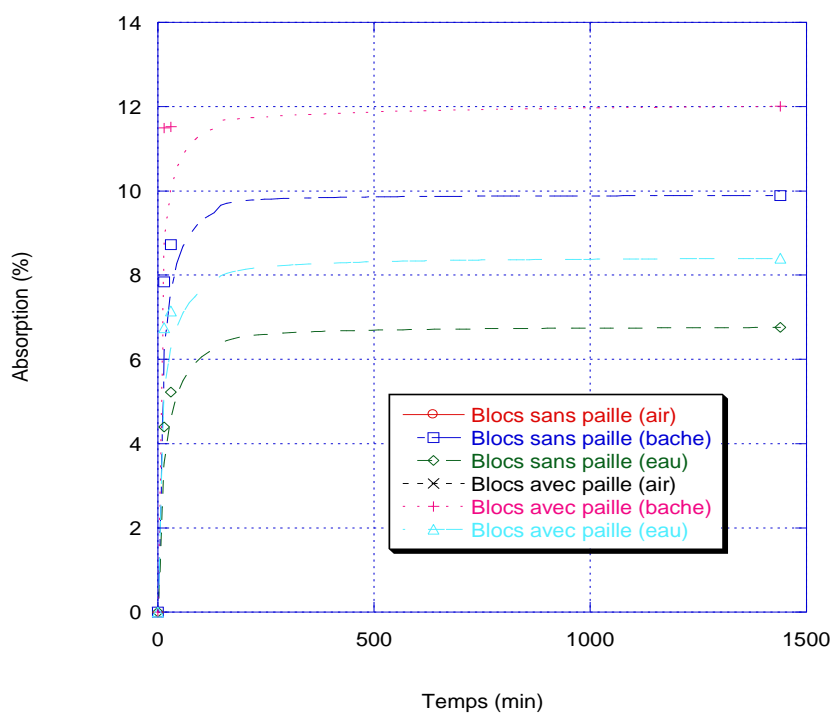


Figure 4 : Variation de l'absorption en fonction du temps

Par ailleurs, la présence de paille dans les blocs favorise une grande capacité d'absorption car pour un même le mode de maturation les blocs avec paille ont une absorption plus élevée. Les pailles de riz ayant une grande capacité d'absorption, leur présence dans les blocs augment accroit celle de ces derniers.

Les courbes d'absorption présentent toutes la même forme. La pente de ces courbes d'absorption de zéro à 15 min correspondre la vitesse d'absorption. Elles sont identique quelque soit le mode de maturation et la présence ou non de paille de riz. La vitesse d'absorption étant fonction de la taille des pores les blocs pourraient donc contenir les mêmes types de pores. Le mode de maturation entraine la fermeture de certains pores capillaire d'où la variation de la capacité d'absorption des blocs

3-2-2 Gonflement des blocs

En absorbant de l'eau, les blocs peuvent augmenter de volume. La figure 5 présente le gonflement des blocs en fonction du temps. Cette figure montre que pour un même type de bloc, ceux mis à maturation sous bâche gonflent plus que leur homologue mis à maturation dans l'eau. La maturation dans l'eau occasionne une faible capacité de gonflement des blocs par rapport à ceux conservés sous bâche. La maturation dans l'eau conduit à des blocs moins gonflants dans l'eau. La maturation favorise la formation de liaisons entre les particules d'où la réduction du gonflement.

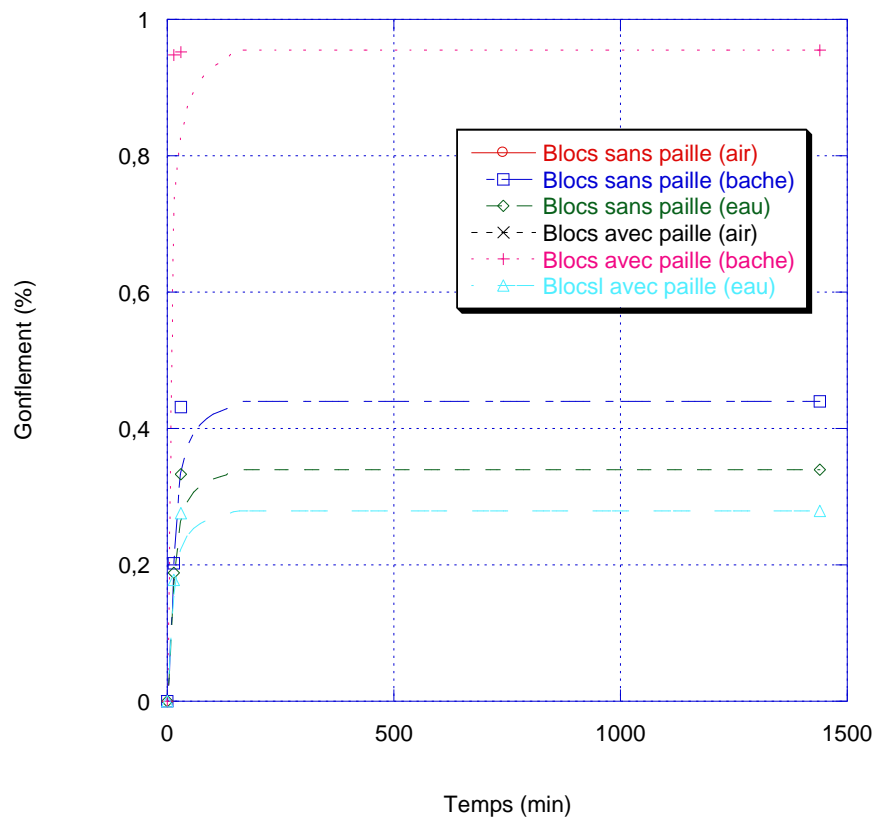


Figure 5 : Variation du gonflement des blocs en fonction du temps

En présence de paille les blocs ayant subi une maturation sous bâche ont une grande capacité de gonflement par rapport à ceux n'en contenant pas alors qu'au niveau des blocs ayant subi une maturation dans l'eau ceux sans paille gonflent plus que ceux avec paille. Lors de la maturation dans l'eau, les blocs et les pailles de riz qu'ils contiennent sont saturés en eau contrairement à la maturation sous bâche où les blocs se trouvent dans un espace à l'humidité élevée. Dans cet environnement saturé en eau, le gel de ciment peut facilement cristalliser autour des pailles de riz, ainsi empêcher leur gonflement.

3-3 Résistance mécanique en flexion des blocs

Les propriétés mécaniques des blocs en fonction de leur mode de maturation sont données dans le tableau IV. A l'état sec ou humide en l'absence ou en présence de paille de riz, la résistance des blocs est plus élevée lorsque la maturation est faite sous l'eau et elle baisse lorsque la maturation est faite sous bâche et est plus faible quand la maturation a lieu dans l'air. Les mêmes observations sont faites à l'état humide. La maturation des blocs dans un environnement très humide favorise une meilleure cristallisation du ciment d'où l'augmentation de la résistance.

Tableau IV : Résistance à la flexion des blocs

Mode de maturation	Résistance des blocs sans paille			Résistance des blocs avec paille		
	Etat sec (kPa)	Etat humide (kPa)	$R_{f_{sec}}/R_{f_{humide}}$	Etat sec (kPa)	Etat humide (kPa)	$R_{f_{sec}}/R_{f_{humide}}$
Air	104,2	-	-	144,7	-	
Bâche	110,4	88,5	0,80	151,4	86,6	0,57
Eau	113,1	99,1	0,88	153,2	90,7	0,60

Par ailleurs ce tableau montre aussi qu'à l'état sec, la présence de paille dans les blocs renforce leur résistance mécanique à la flexion. Le gain de résistance par rapport aux blocs sans paille est supérieur à 35 % quelque soit le mode de maturation. Par contre lorsque les blocs sont à l'état humide, une perte de résistance inférieure à 8 % par rapport aux blocs sans paille est constatée.

3-4 Propriétés physique des blocs

3-4-1 Masse volumique des blocs

La figure 6 montre la variation de masse volumique des blocs. Elle indique la masse volumique des blocs varie avec leur mode de maturation et avec la présence ou non de paille de riz. Pour un même mode de maturation, la masse volumique des blocs avec paille est plus faible que celle des blocs sans paille. La paille rend les blocs plus légers.

Elle indique aussi que la masse volumique des blocs en absence ou en présence de paille est plus important lorsque leur maturation à lieu dans l'air et diminue en allant de la maturation sous bâche à la maturation dans l'eau. Cela peut s'expliquer par le retrait au cours du séchage.

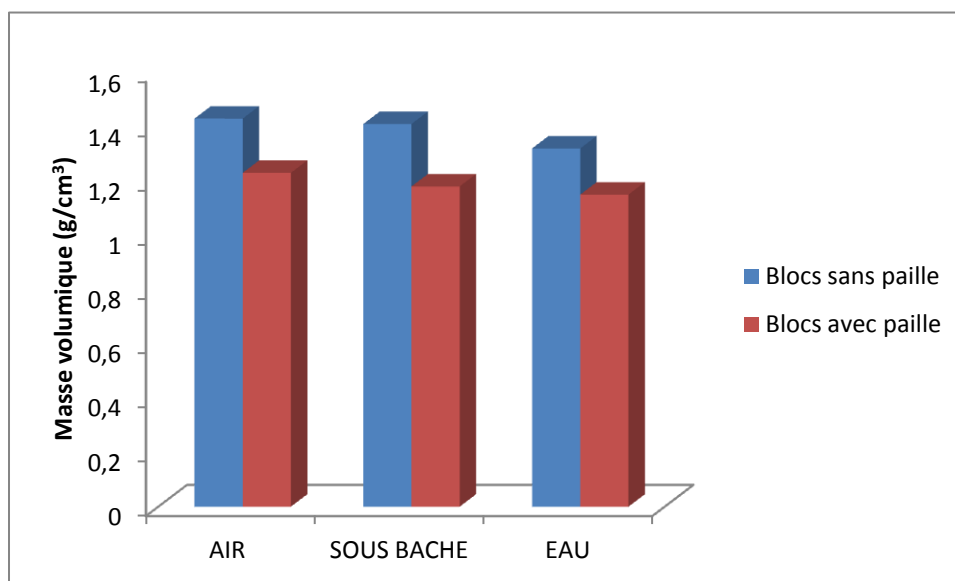


Figure 6 : Variation de la masse volumique en fonction du mode de maturation

3-4-2 Retrait de séchage

Le retrait de séchage des blocs varie avec leur mode de maturation et avec la présence ou non de paille de riz (fig. 7). Pour un même mode de maturation, le retrait de séchage des blocs avec paille est plus faible que celle des blocs sans paille. La paille limite le rétrécissement des blocs.

Le rétrécissement des blocs en absence ou en présence de paille est plus important lorsque leur maturation à lieu dans l'air et diminue en allant de la maturation sous bâche à la maturation dans l'eau. Pendant la phase de durcissement des blocs, le mode de maturation des blocs affecte leur rétrécissement. En effet trois jours après leur mise en forme les blocs sont rigides cependant le durcissement du ciment se poursuit et nécessite la poursuite de l'hydratation du ciment. Lorsque la maturation a lieu dans l'eau, le bloc se trouve saturer en eau. Cela favorise l'hydratation et la formation de gel de ciment qui en cristallisant lie les particules d'où le faible retrait. Lorsque la maturation a lieu sous bâche, le bloc se trouve dans un espace humide avec l'eau sous forme vapeur. Cette vapeur d'eau permet l'hydratation du ciment et sa cristallisation. Mais la réaction de la vapeur d'eau avec les grains anhydre de ciment réduit la quantité d'eau libre d'où rétrécissement plus important que lorsque la maturation a lieu dans l'eau. Lorsque la maturation a lieu dans l'air, l'eau contenue dans le bloc s'évapore plus vite d'où l'important rétrécissement par rapport au bloc mis en maturation sous bâche.

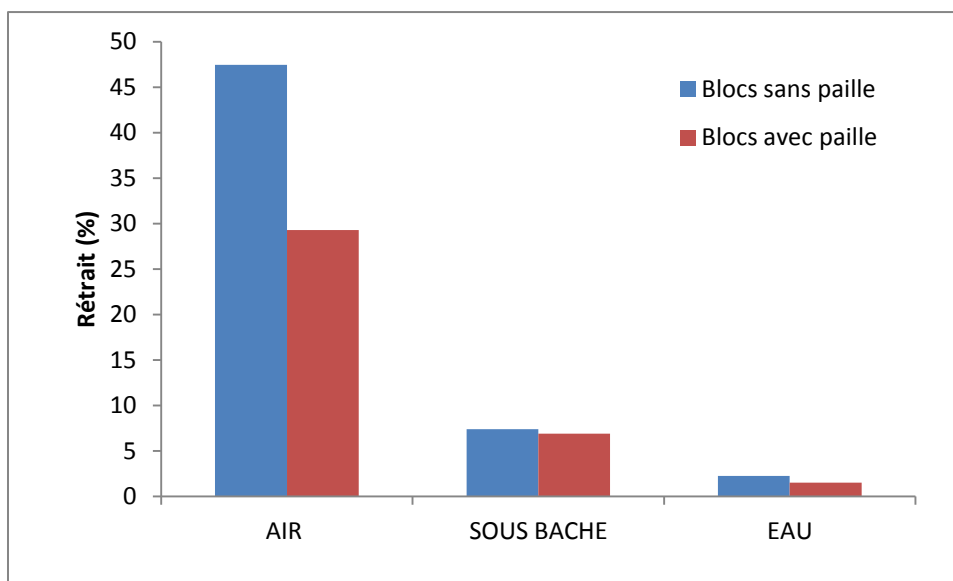


Figure 7 : Variation du retrait de séchage des blocs en fonction du mode de maturation

4- Conclusion

L'évaluation des propriétés mécanique et de la stabilité des blocs argile ciment renforcés avec de la paille de riz dans l'eau permet de tirer les conclusions suivante.

- L'incorporation de la paille de riz dans les mélanges argile ciment améliore sa résistance à la flexion à l'état sec et humide. Le gain de résistance à l'état sec par rapport au bloc sans paille est supérieur à 35 %.
- La maturation des blocs sous bâche ou dans l'eau les rend stable dans l'eau, limite leur capacité d'absorption d'eau et de gonflement grâce à une amélioration de la cristallisation du ciment. Par ailleurs elle permet d'accroître la résistance à la flexion.

La maturation dans l'eau des blocs d'argile-ciment coulée est la méthode optimale pour accroître leur performance et leur stabilité.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Goodhew S., Griffiths R. 2005. Sustainable soil walls to meet the building regulations. *Energy Build.* 37, PP. 451-460

Binici H., Aksogan O., Shah T. 2005. Investigation of fibre reinforced mud brick as a building material. *Construction Building Materials.* 19, PP. 313-321

Reddy B. V. V., Gupta A. 2005. Characteristics of soil-cement blocks highly sandy. *Materials Structure.* 38, PP. 651-659

Mesbah A., Morel J. C., Walker P., Ghavami K. 2004. Development of a direct tensile test for compacted soil blocks reinforced with natural fibre. *Journal of Civil Engineer.* 16 (1) PP. 95-103

" Synthèse d'un nouveau matériau géopolymère à partir d'une source aluminosilicate "

"Safa MKAOUAR "1, 2

"Walid MAHERZI "2

"Patrick PIZETTE "2

"Hicham ZAITAN "3

"Mourad BENZINA "2

¹ " Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax, Université Sfax, Laboratoire 'Eau, Energie et Environnement ' (LR3E), B.P.3038 Sfax-Tunisie " safa_mkaouar@yahoo.com, mourad_benzina@yahoo.fr

² " Institut Mines Télécom Lille Douai, Univ. Lille, Laboratoire 'Génie Civil et Environnement ' (LGCgE), F-59000 Lille, France " safa_mkaouar@yahoo.com , walid.maherzi@imt-lille-douai.fr, patrick.pizette@imt-lille-douai.fr

³ " Faculté des Sciences et Techniques, Université Sidi Mohamed Ben Abdellah, Laboratoire de Chimie de la Matière Condensée, B.P. 2202, Fès, Maroc " hicham.zaitan@usmba.ac.ma

Résumé :

Ce travail est basé sur la formulation et l'élaboration d'un nouveau liant de type géopolymère obtenu par activation de la source aluminosilicate. L'élaboration d'un matériau modèle à base du métakaolin à un intérêt mondial en termes de construction économiquement et écologiquement rentable.

Dans ce cadre de travail, plusieurs échantillons et formulations ont été préparés et testés en variant les ratios molaires $\text{SiO}_2 / \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{Na}_2\text{O} / \text{Al}_2\text{O}_3$ et $\text{H}_2\text{O} / \text{Na}_2\text{O}$ aussi que le rapport solide liquide dans le mélange.

Une faisabilité des matériaux consolidés et homogènes a été étudiée afin d'établir une formulation performante ; notamment d'un point de vue des propriétés mécaniques.

1. Introduction

L'industrie du ciment est un grand défi vu sa conséquence négative du réchauffement climatique en raison des émissions de CO₂. D'où face aux impératifs de préservation de l'environnement et dans un esprit de développement durable, un nouvel essor est envisagé. Il apparaît nécessaire de développer des matériaux alternatifs avec des références environnementales plus favorables. La fabrication du matériau géopolymère est l'une des techniques les plus performantes utilisées. En effet, l'utilisation de matériaux géopolymères permet de réduire 80% des émissions de gaz à effet de serre et de surmonter les problèmes environnementaux liés à la production de ciment.

Les géopolymères sont des produits inorganiques riches en silicium et en aluminium qui réagissent avec des activateurs alcalins dites solution activante pour se transformer en chaînes polymères tridimensionnelles de sialate et de poly (sialate) (Si-O-Al-O).

Des recherches antérieures indiquent que les réactions chimiques et le développement de la résistance du géopolymère sont contrôlés par un certain nombre de paramètres tels que la composition et le dosage de l'activateur chimique, les matières premières et les conditions de durcissement.

Ce présent papier vise à étudier les principaux paramètres affectant le comportement géopolymère et à optimiser ses performances mécaniques. Une étude expérimentale a été réalisée sur un matériau géopolymère à base de métakaolin pur. Le méta kaolin nous fournit du géopolymère avec des propriétés plus homogènes.

2. Matériels et méthodes

Un métakaolin pur riche en silice et alumine en proportions égaux a été utilisé comme une source aluminosilicate. Une solution activante formé par le mélange d'un silicate de sodium de formule chimique Na₂SiO₃, des granules de NaOH et de l'eau a été ajoutée pour la formulation et la synthèse du géopolymère. Le tout est mis dans un malaxeur pour l'obtention d'une pâte homogène. Ensuite, on place les matériaux obtenus dans des moules, puis dans l'étuve pendant 24 h et 7 jours à 60°C. On fait le démoulage du géopolymère pour tester sa faisabilité et sa résistance à la compression.

La figure 1 présente le protocole expérimental pour la fabrication du matériau géopolymère.

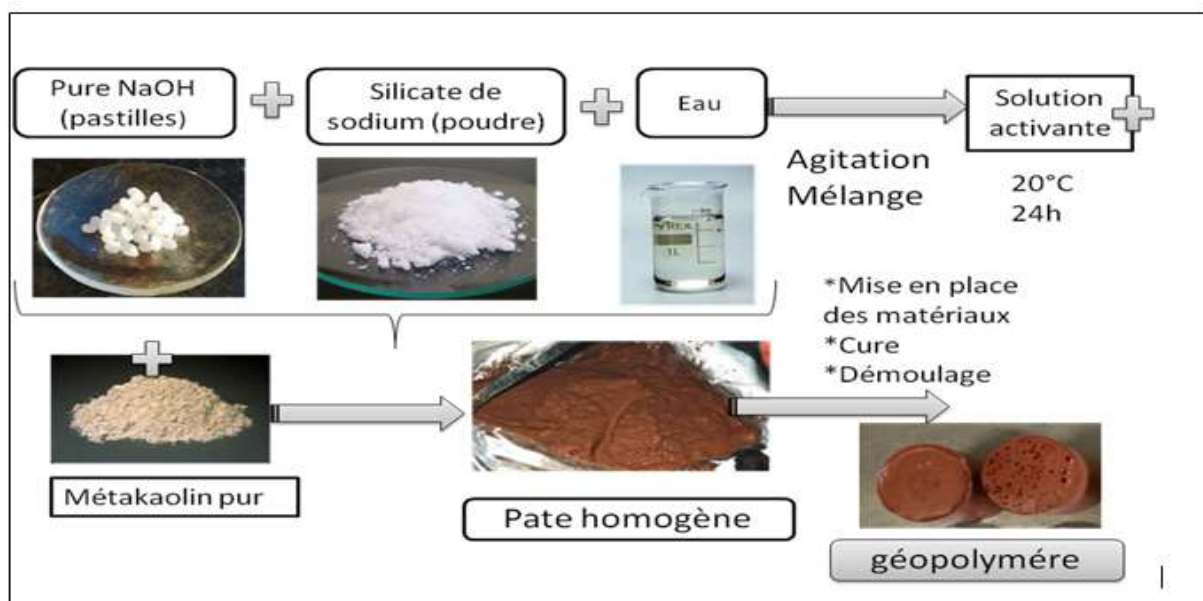


Figure 1. Protocole expérimental de la production du géopolymère

La synthèse du géopolymère dépend de la concentration du métakaolin, la concentration en éléments activateurs donc sur le calcul des ratios molaires suivants :

***SiO₂/Al₂O₃** : permet de calculer la quantité supplémentaire de silice qui devrait être fournie par la solution d'activation, ce rapport influe directement sur la structure des géopolymères et ces propriétés physico chimiques.

***Na₂O / Al₂O₃** : permet de déterminer la quantité des alkali

***H₂O / Na₂O** : c'est un Indicateur de la quantité totale d'eau dans le mélange ; ce rapport nous donne des idées sur la structure du géopolmyère donc entre autre sa résistance à la compression.

***Eau / liant** : ce rapport est lié aux trois ratios précédents

Le métakaolin pur, dont la valeur de SiO₂ / Al₂O₃ est environ = à 1 (c'est la composition chimique qu'on va utiliser. Le silicate de sodium fournit au laboratoire a un rapport silice/sodium = 2.

3. Résultats et discussion : Evaluation des propriétés mécaniques

Afin d'évaluer les propriétés mécaniques de ces échantillons, des essais de test de compression (figure 2) ont été réalisés après séchage des éprouvettes à l'étuve à 60°C.

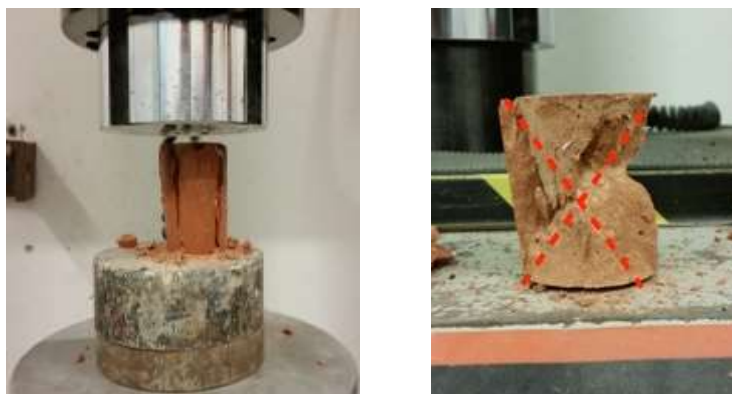


Figure 2. test de compression

Le tableau 1 montre les différentes formulations réalisées en variant les ratios molaires décrits précédemment.

Tableau 1. Différentes formulations de géopolymères

Formulation	SiO ₂ / Al ₂ O ₃	Na ₂ O / Al ₂ O ₃	H ₂ O/ Na ₂ O	E / L	R _c 1 J
F4	3	1	13	0.67	0.88
F6	3.8	1.2	10	0.53	1.98
F7	3.6	1	13	0.61	0.41
F8	3.6	1	10	0.47	2.79
F9	3.6	0.9	10	0.43	5.07

Par la suite des expériences, on choisit une formulation la plus adéquate qui donne la meilleure résistance à la compression et on joue sur le rapport solide liquide comme indique dans le tableau 2.

Tableau 2. Différentes mélanges de formulations de géopolymères

Formulation	SiO ₂ / Al ₂ O ₃	Na ₂ O / Al ₂ O ₃	H ₂ O/ Na ₂ O	E / L	R _c 1 J
M1	3.6	0.9	4.6	0.2	17.87
M2	3.6	0.9	5.7	0.25	2.88
M3	3.6	0.9	6.86	0.3	2.93
M4	3.6	0.9	8	0.35	3.06
M5	3.6	0.9	9.15	0.4	1.64
M6	3.6	0.9	10	0.45	-

La figure ci-dessus présente l'aspect des différents matériaux de géopolymères obtenus en variant le rapport solide liant.



Figure 3. Aspect des matériaux géopolymères

L'évolution des valeurs de contrainte moyenne déterminées par compression en fonction des différentes formulations sont présents sur la figure 4.

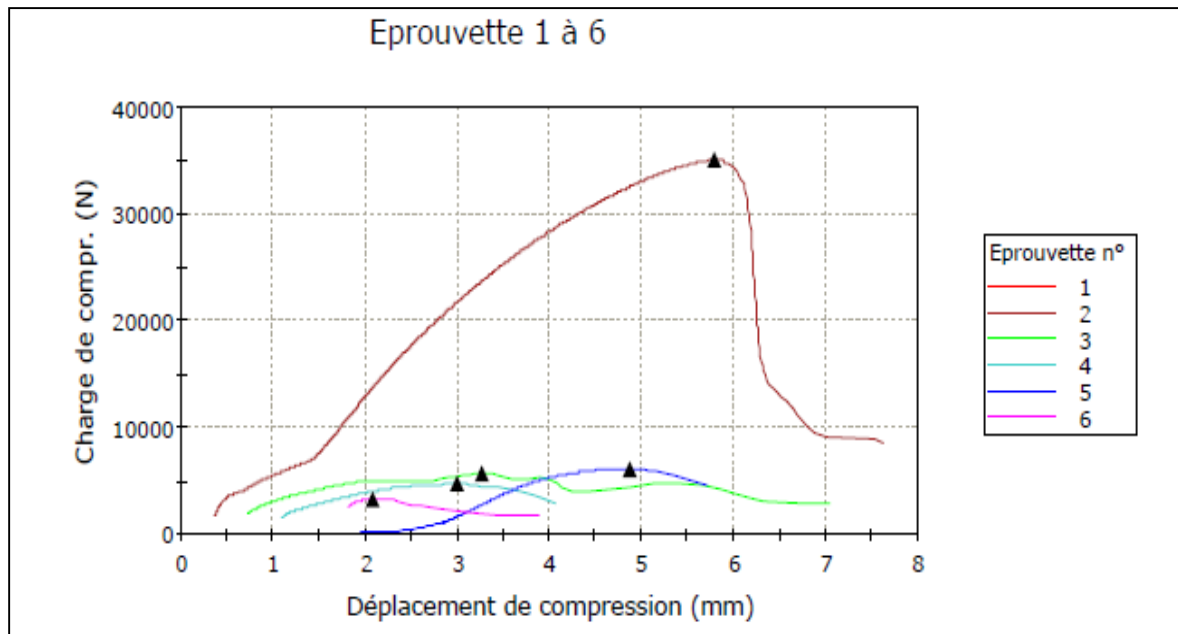


Figure 4. Évolution de la contrainte de compression

D'après les expériences réalisées et les résultats obtenus, on constate que le rapport solide liquide est très important pour la formulation d'un géopolymère de haute performance mécanique.

Il est remarqué que dans le cas où ce rapport est supérieur à 0.4, on n'aura pas une solidification du matériau. Alors que pour un rapport de 0.2 le matériau formé a un aspect poreux, lisse et brillant. La présence de petites pores et cavités offre une propriété importante comme isolant et liant dans la formulation des matériaux de construction. La structure est donc homogène et pure. La résistance à la compression atteint des valeurs implorantes de l'ordre de 5.07 et 17.87 MPa ce qui confirme la présence d'un matériau dure et consolidé.

Dans un second lieu, on a fait l'application pour la construction des mortiers standards en ajoutant du sable. Nous avons utilisé une moule cubique (4cm * 4cm * 16cm), puis on passe les échantillons pour le test de flexion (figure 5). On remplace le 450 g du ciment par le métakaolin puis on ajoute 225g d'eau et 1350 g de sable.



Figure 5. Test de flexion

Après quelques jours (4 et 7 suivant les conditions du laboratoire), nous avons fait les tests de compression et de flexion. La figure 6 montre les échantillons de mortier après leurs compressions et flexions.



Figure 6. Echantillons de mortiers de géopolymères

Le tableau suivant montre deux différentes formulations choisies après fixer le rapport solide liquide égal à 0.2 et 0.25 vu la performance au niveau de la résistance mécanique.

Tableau 3. Les valeurs de résistance à la compression et la résistance de flexion

M	MK (g)	Na ₂ SiO ₃ (g)	NaOH (g)	H ₂ O (g)	Sable (g)	Compression (MPa)	Flexion (MPa)
M 1 (7 j)	450	370	0	205	1350	13.78	3.01
M 2 (4 j)	450	370	10.8	205	1350	20.35	4.43

Les valeurs de résistances sont plus importantes pour le mélange M 2 bien qu'ils sont testés après 4 jours (au lieu de 7 jours) vu la quantité de soude ajoutée jouant le rôle comme un renfort mécanique.

4. Conclusion

Ce travail a été initié afin de comprendre les mécanismes de formation de matériaux consolidés à base du métakaolin et en présence d'un milieu basique. La finalité était d'établir une relation entre la réactivité de la source aluminosilicate en relation avec les propriétés des matériaux formés.

L'expérience consistait donc à trouver un équilibre entre l'eau et le solide pour la formulation du géopolymère. Pendant le mélange, la manipulation devait être rapide à moins que le géopolymère ne soit pas trop dur pour être mélangé. Il était clair qu'un équilibre supérieur à 0,4 ne provoque pas une solidification du géopolymère. En outre, il y avait quelques problèmes avec les mélanges. En fait, il n'y avait pas totalement homogène ce qui pourrait causer des erreurs dans les résultats. A propos de l'aspect, il ressort que le géopolymère est plus poreux lorsque la ration W / C est plus élevée. En effet, les deux ratios optimaux sont 0,2 et 0,25.

5. Bibliographie

- [1] Ahmer Ali Siyala, Khairun Azizi Azizlia, Zakaria Mana, Hafeez Ullaha. Effects of Parameters on the Setting Time of Fly Ash Based Geopolymers Using Taguchi Method. *Procedia Engineering* 148 (2016) 302 – 307
- [2] P. Chindapasirt, P. De Silva, K. Sagoe-Crentsil, and S. Hanjitsuwan, "Effect of SiO₂ and Al₂O₃ on the setting and hardening of high calcium fly ash-based geopolymer systems," *Journal of Materials Science*, vol. 47, pp. 4876-4883, 2012.

- [3] S. Hanjitsuwan, S. Hunpratub, P. Thongbai, S. Maensiri, V. Sata, and P. Chindaprasirt, "Effects of NaOH concentrations on physical and electrical properties of high calcium fly ash geopolymer paste," *Cement and Concrete Composites*, vol. 45, pp. 9-14, 2014.
- [4] Lateef Assi, SeyedAli Ghahari, Edward (Eddie) Deaver. Improvement of the early and final compressive strength of fly ash-based geopolymer concrete at ambient conditions. *Construction and Building Materials* 123 (2016) 806–813 Contents
- [5] Hua Xu, Van Deventer. The geopolymerisation of alumino-silicate minerals. *International Journal of Mineral Processing* June 2000, Pages 247–266
- [6] Ankur Mehta†, Rafat Siddique. An overview of geopolymers derived from industrial by-products. *Construction and Building Materials* 2016, Pages 183-198
- [7] S. Hanjitsuwan, S. Hunpratub, P. Thongbai, S. Maensiri, V. Sata, P. Chindaprasirt, Effects of NaOH concentrations on physical and electrical properties of high calcium fly ash geopolymer paste, *Cem. Concr. Compos.* 45 (2012) 9–14.
- [8] Mohammed Haloob Al-Majidi, Andreas Lampropoulos, Andrew Cundy, Steve Meikle. Development of geopolymer mortar under ambient temperature for in situ applications. *Construction and Building Materials* 120 (2016) 198–211
- [9] A. Kusbiantoro, M.F. Nuruddin, N. Shafiq, S.A. Qazi. The effect of microwave incinerated rice husk ash on the compressive and bond strength of fly ash based geopolymer concrete. *Constr. Build. Mater.* 36 (2012) 695–703
- [10] J. He, J. Zhang, Y. Yu, G. Zhang. The strength and microstructure of two geopolymers derived from metakaolin and red mud-fly ash admixture: a comparative study. *Constr. Build. Mater.* 30 (2012) 80–91
- [11] F. Pacheco-Torgala, D. Mouraa, Yining Dingb, Said Jalalia. Composition, strength and workability of alkali-activated metakaolin based mortars. *Construction and Building Materials.* 25 (2011), 3732-3745
- [12] P. Nath, P.K. Sarker, Effect of GGBFS on setting. Workability and early strength properties of fly ash geopolymer concrete cured in ambient condition. *Constr. Build. Mater.* 66 (2014) 163–171

Liste des participants à JET 2018**Abed Meraim Farid****Abualnour Moussa****Ait Atmane Hassen****AJOUGUIM Soukaina****Akhzouz Hajar****Allaoui Omar****ANISS Said Pdt SMSM****Arab Mustapha Amine****Assarar Mustapha****Ayad Rezak****Azari Zitouni****Bakayoko Ibrahima****Barakat Mohamed****Bendaou Omar****Benmedakhene Salim****Benouis Ali****BENSAID Ismail****Bentoto Wafaa****Benchtaoui m****Benzerara Mohammed****Bezzerrouki Mehadjia****Bibi Mekki****Bonfoh Napo****Bouachari A****Bouamama Mohamed****Bouchafa Ali****Bouktib Naoufal****Boutabba Smail****Bouvier Salima****Braiek Sonia****Cherfaoui Mohamed**

CHEIKH Abdelmajid
CHERGUI
Djelal Chafika
DRAICHE Kadda
Echchadli Mourad
EI Bhilat Hanan
EI Biriane Mohamed
EL Hami Abdel
EL MAHI
EI Marzouki Sara
EI Moumen Ahmed
Eljamali Laila
Elminor Hassan
Elminor Hanane
Emeruwa Edjikeme
EMERUWA Edjikeme
ENNAJI Abdel
ERCHIQUI Fouad
Essid Safa
Gannoun Miniar
Ghorbel Elhem
GUOUI SI Abdellah
HACHIM Abdel ILAH
Hadji Lazreg
Hadjoui Fethi
Hamdoun Sanaa
HARCANI
Hariri Said
HAYANI Mohamed
Ibrahimbegovic Adnan
Imad Abdellatif
ISSAD Mohamed N
JAMMOUKH Mustapha

Jourani Abdeljalil
Kanit Toufik
Koffi Demagna
Kouadio Koffi Clement
KOUAKOU Conand
Kouakou Conand Honore
Lachat Jean Claude
Lahlou Nouha
Lahlou Sara
Laksimi Abdel
Levesque Jean-Raymond
Louati Sana
Majdoubi Rania
Majid Fatima
Matadi Boumbimba Rodrigue
MERDACI Slimane
Mohamed Ait Amar Meziane
Mompean Gilmar
Mouhib Nadia
Moutou Pitti Rostand
NAIT Abdellaziz Moussa
Nattaj Jilali
Nebab Mokhtar
Nor – Edine ABRIAK
Othmani Mourad
Ouardi Abderrazak
OUAZZANI Mohamed
Ouazzani Mohamed
Ould Larbi Latifa
Pizette
RAHMOUN Jamila
Rahmoun Jamila

Rebiere JL
RIABI Mohammed
Rokbani Maha
Sabah Fatima
Safa Abdelkader
SAFE Mohamed
Sahli Abderahmane
Salmi Houda
SANDABAB Sara
Saouab Abdelghani
SERIFOU Mamery
Serifou Mamery Adama
Smaine Mustpha
Panier Stephane
Tarfaoui Mostapha
Tatane Mohamed
Toubal Lotfi
TOUFIK
TRI Abdeljalil
Zerrouki Abdelawahb
Zidelmel Sami
ZOUATNIA Nafissa