

Etude de l'endommagement dans les composites à base d'amidon renforcés par des fibres naturelles

M. Hbib^a, S. Guessasma^a, N. Benseddiq^b

a. INRA, UR1268 BIA, Rue de la Géraudière, Nantes 44316.

b. Laboratoire de Mécanique de Lille, Université Lille 1, IUT-A GMP, BP179
59653 Villeneuve d'Ascq, France

Résumé :

Cette étude aborde numériquement et expérimentalement l'endommagement interfacial dans les composites biopolymères. Le matériau est un amidon amorphe thermomoulé avec des fibres de chanvre. L'orientation des fibres est ajustée pour permettre une direction de traction perpendiculaire à l'interface de la fibre. L'essai couplé à une caméra révèle un endommagement interfacial conduisant à la rupture. Un modèle en éléments finis est développé sur la base d'un critère d'endommagement de type Coulomb. Ce modèle explique l'endommagement observé par des calculs de sensibilité et d'identification.

Abstract :

Interfacial damage in starchy composites reinforced using hemp fibers is studied using finite element computation. Prior testing, thermomoulded composites are processed by allowing a proper fiber orientation. Mechanical testing reveals that localized interfacial damage leads to material rupture which authorizes a deeper discussion of the evolved phenomena. A Finite Element model is developed to capture the main physics under elasticity conditions. A damage criterion is coupled to weak interface conditions to derive the overall behavior. Sensitivity analysis is accounted as well as the identification of the observed behavior.

Mots clefs : endommagement interfacial; fibres de chanvre; interface imparfaite; amidon; méthode des éléments finis

1 Introduction

Le renforcement des composites par des fibres naturelles constitue une perspective d'intérêt croissant dans la fabrication de matériaux respectueux de l'environnement [1-3]. On dénombre pas moins de 5700 publications en rapport avec les fibres naturelles entre 1975 et 2009, dont une partie significative traitant de l'incorporation des fibres comme renforts dans différentes matrices. Cette attention particulière portée sur les fibres naturelles se justifie par des propriétés de biodégradabilité, de coût, et de performance mécanique spécifique (rapportée à la densité) qui se comparent aux matériaux synthétiques voire même les métaux.

Cependant, l'utilisation des fibres dans diverses industries est freinée en raison de l'irrégularité des caractéristiques de saison en saison, la dégradation des propriétés physiques par la température et la limitation dans les caractéristiques géométriques [4].

Des données sont disponibles dans la littérature concernant les propriétés mécaniques des fibres [5, 6] ou celles se rapportant aux composites renforcés par des fibres [1, 5, 7, 8], ce qui donne une idée plus précise sur le potentiel d'utilisation des fibres comme matériaux de structure.

Dans ce travail, nous nous intéressons à l'endommagement interfacial dans un composite 100% naturel à base d'amidon et renforcé par des fibres de chanvre. En effet, l'endommagement à l'interface limite l'utilisation du matériau à cause de la faible déformation à la rupture engendrée par le cumul de l'endommagement à l'interface. Cette étude est divisée en deux parties:

développement d'un protocole expérimental pour l'observation de l'endommagement en cours de l'essai mécanique;

implémentation d'un modèle mécanique pour quantifier l'effet de l'endommagement sur la réponse mécanique du matériau.

2 Protocole expérimental

La figure 1 montre l'aspect des fibres de chanvre fournies par l'institut du chanvre (ITC – Troyes, France). Les fibres sont composées de microfibrilles comme indiqué par l'image MEB (Fig. 1a). Ces fibres n'ont subi aucun prétraitement de surface de fonctionalisation. La matrice est un amidon de pomme de terre qui a subi un prétraitement d'extrusion pour le rendre amorphe. La poudre d'amidon amorphe est obtenue ensuite par cryobroyage. Le thermomoulage est assuré par une presse qui développe une pression de 43 MPa sur un moule de forme rectangulaire 35 mm x 10 mm. Les fibres sont disposées dans le sens de la largeur du moule. Une montée régulière en température et un maintien à 140°C est assuré par un contrôleur pour une durée de 15 minutes avant de refroidir le moule par une circulation d'eau. Des échantillons d'épaisseur d'environ 1 mm sont obtenus.

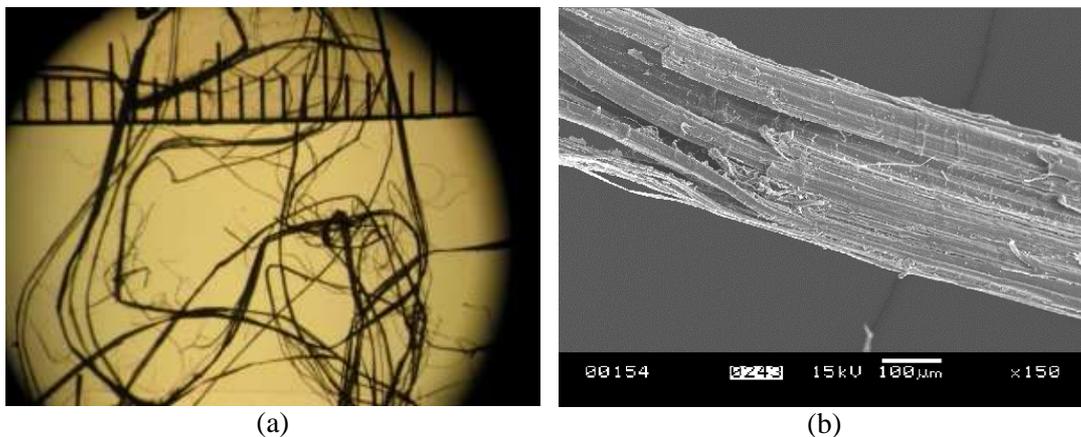


FIG. 1 – Fibres de chanvres observées par microscopies a) optique et b) électronique à balayage.

Après un stockage des échantillons dans un environnement contrôlé sous NaBr pour une durée excédant 15 jours, la teneur en eau des échantillons est d'environ 12%. Le matériau obtenu est donc élastique et fragile. Les échantillons sont soumis à un test de traction par le biais d'un banc micromécanique ayant une résolution de 1,25 µm en déplacement et doté d'une cellule de force de ± 125 N. Le test est réalisé jusqu'à rupture des échantillons. Le test mécanique est couplé à l'observation par une caméra CMOS montée sur un stéréomicroscope (Fig. 2). L'échantillon est collé sur les mors avec une colle rapide. L'observation de l'échantillon se fait par transmission avec une cadence de 100 images/s.



FIG. 2– Montage expérimental pour l'étude de l'endommagement interfacial par essai de traction.

3 Modèle éléments finis

La partie utile de l'échantillon de forme carrée représente la géométrie à mailler dans notre cas. Le calcul numérique est réalisé sur la base d'un modèle 2D en élasticité. La fibre de longueur infinie est insérée au milieu de l'échantillon ayant une orientation perpendiculaire à l'axe de chargement. L'ensemble est maillé régulièrement avec des éléments carrés en ajustant la finesse à 128x128 éléments. La dimension physique de l'élément est d'environ 78 μm . Tous les calculs sont réalisés en utilisant le logiciel ANSYS. Les éléments (plane42) sont donc décrits par 4 nœuds et chaque nœud possède deux degrés de liberté (translations suivant X et Y). Afin de représenter l'action d'une interface imparfaite, des éléments 1D de type Combin14 sont insérés sur les lignes représentant l'interface amidon - chanvre. Plus d'informations sur la méthode d'implémentation des éléments 1D sont donnés dans [9]. Les phases sont dotées de propriétés élastiques isotropes et sont décrites par un module de Young et un coefficient de Poisson: $E_M=2,62 \text{ GPa}$, $\nu_M=0,3$, $E_C=20 \text{ GPa}$ et $\nu_C=0,3$; où E et ν sont le module de Young et coefficient de Poisson, respectivement. Les propriétés imparfaites de l'interface sont implémentées par deux ressorts de rigidités finies EN et ET, représentant la réponse normale et tangentielle de l'interface. L'endommagement est considéré par un modèle de type Coulomb [10]

$$FN + \beta FT \geq R \quad (1)$$

où FN et FT sont les forces tangentielle et normale agissant sur l'interface, R est un critère limite représentant la résistance interfaciale du composite, β est une constante permettant de moduler l'action de cisaillement par rapport à la traction.

Si le critère d'endommagement est vérifié pour un élément d'interface, ce dernier est désactivé (modules EN et ET nulles). Une variable d'endommagement δ peut ainsi être suivie en calculant le nombre d'éléments désactivés par rapport au nombre totale d'éléments d'interfaces.

Le chargement correspond aux conditions expérimentales d'encastrement. Les conditions aux bords s'écrivent donc

$$\left. \begin{array}{l} U_x = U/2 \\ U_y = 0 \end{array} \right|_{x=L} \quad \text{et} \quad \left. \begin{array}{l} U_x = -U/2 \\ U_y = 0 \end{array} \right|_{x=0} \quad (2)$$

où L est la taille de la zone utile de l'échantillon, U_x et U_y sont les déplacements suivant X et Y, respectivement, $U=Vt$ est le déplacement imposé avec une vitesse constante V.

4 Résultats et discussion

La Fig. 3a montre une image MEB de la décohesion à l'interface responsable de la rupture du matériau. On remarque ici l'absence d'endommagement intrinsèque de la fibre. La figure 3b montre la réponse mécanique obtenue. La contrainte à la rupture est de 10.21 MPa pour une déformation à la rupture de 6,6%. On remarque une légère variation de la pente due au développement d'endommagement comme étayé par les images prises à différents temps de chargement (Fig. 3 c-f). L'endommagement apparaît d'une manière localisée (régions sombres) et se développe grâce au mode d'ouverture ce qui conduit à la rupture fragile du matériau (Fig 3f). Afin de quantifier le rôle de l'interface imparfaite sur le comportement global du matériau, le calcul éléments finis est réalisé dans des conditions similaires de chargement. La figure 4 illustre l'évolution du champ de contraintes principales en fonction de la déformation imposée. Les paramètres d'interface sont pour ce cas: $EN=ET$ and $EN/EM=0,04$. La largeur de la fibre respecte le ratio $W/L=0,02$. Les paramètres liés au critère de l'endommagement sont: $R= 102 \text{ MPa}$, $\beta=0,5$. Ici, la résistance est donnée en unité de pression (contrainte interfaciale) connaissant la longueur unité d'un élément d'interface. En cours du chargement et avant endommagement (Fig. 4a), on remarque un transfert altéré de la contrainte à la fibre du fait de la valeur faible des rigidités d'interface. L'endommagement apparaît sur les bords libres de l'échantillon comme le suggère la figure 4b. La conséquence directe de cette localisation de l'endommagement est le développement d'un mode d'ouverture aux régions voisines qui n'ont pas subit encore de désactivation d'éléments. La concentration de la contrainte dans ces régions conduit à une désactivation de ces derniers du fait de la vérification du critère d'endommagement. A chaque pas de

découplage, de la contrainte est libérée derrière les zones endommagées à la manière d'une fissure qui avance dans un milieu élastique. Ce phénomène d'apparition de l'endommagement aux bords est observé dans notre cas même si la présence d'hétérogénéités structurales permet elle aussi la décohesion en volume.

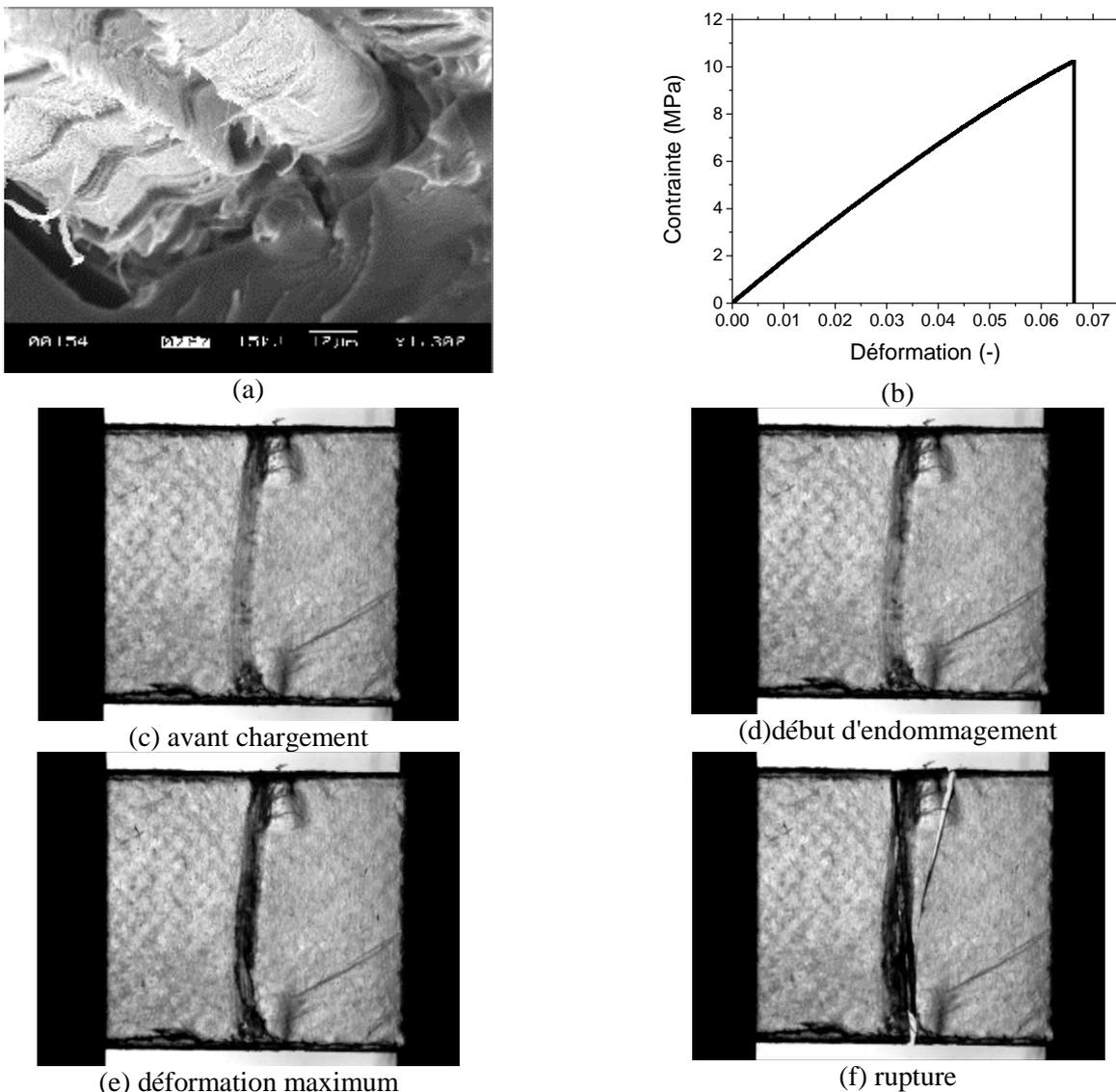


FIG. 3– (a) Décohesion à l'interface observée par microscopie électronique à balayage. (b) réponse mécanique en présence d'endommagement (c) - (f) images prise par une caméra rapide montrant le développement de l'endommagement à l'interface.

La figure 5a compare les réponses numériques obtenues pour différentes configurations. L'augmentation de la largeur de la fibre correspond à une teneur en fibre plus élevée qui conduit à une meilleure pente. Le comportement à la rupture est le même (c-à-d même profil de décroissance de la force) quelque soit la valeur de la largeur de la fibre sauf que la contrainte à la rupture est plus faible alors que la déformation à la rupture est plus élevée quand w est grand. Une meilleure redistribution de la contrainte est donc assurée par une fibre plus large. L'augmentation de la résistance modifie sensiblement les propriétés à la rupture. Une résistance suffisamment élevée permet même d'obtenir un comportement linéaire sans rupture dans la gamme de déformation étudiée. Cependant, l'augmentation de (β) a un effet inverse que celui de (R) . En effet, une valeur élevée de β conduit à une contribution plus importante du cisaillement dans le critère. Alors que l'interface est perpendiculaire à l'axe de chargement, la traction à l'interface prédomine sur le cisaillement. Cela conduit donc à retarder la désactivation des éléments dont la force normale même grande est pénalisée par un critère fort en cisaillement. Les rigidités d'interface jouent aussi des rôles différents sur le développement de l'endommagement. Une rigidité normale élevée améliore le transfert de la contrainte à

l'interface, en traction, ce qui est amplifié par l'orientation normale de la fibre par rapport à l'axe de chargement. Cependant, une rigidité de cisaillement à l'interface plus élevée ne modifie en rien le comportement à la rupture. La figure 5b illustre l'évolution de la variable d'endommagement (δ) pour les cas mentionnés plus haut. On remarque une évolution symétrique de (δ) par rapport à la contrainte. Cette variable croît d'une manière monotone à partir d'un seuil de déformation qui dépend des paramètres d'endommagement.

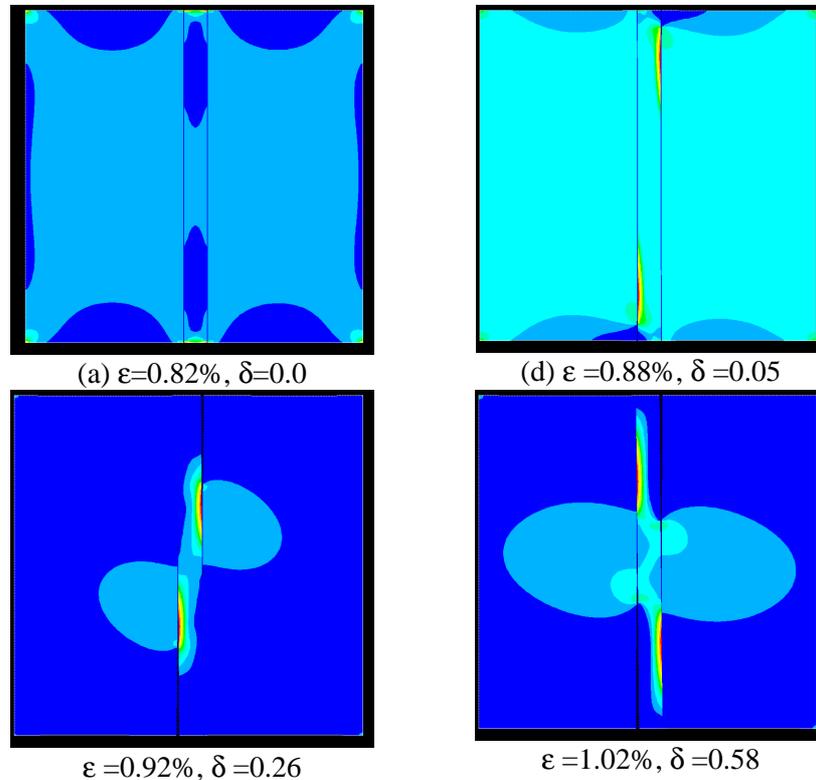


FIG. 4– (a)-(d) Evolution du champ de contraintes principales en fonction de la déformation imposée (ϵ). La valeur de la variable d'endommagement (δ) est également indiquée.

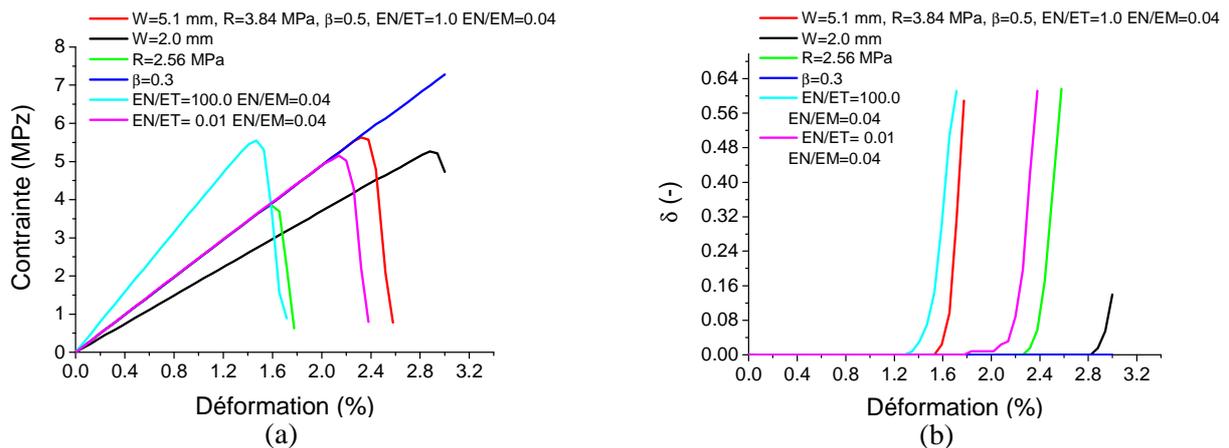


FIG. 5– (a) Réponse mécanique en présence d'interface imparfaite et d'endommagement interfacial: comparaison de l'effet de divers paramètres: w : largeur de la fibre, R : contrainte interfaciale critique, β : coefficient modulant le cisaillement dans le critère d'endommagement, EN , ET : paramètres de rigidité normale et tangentielle de l'interface. (b) Evolution de la variable d'endommagement (δ) pour les mêmes combinaisons.

L'ajustement des différents variables est entrepris à partir des calculs de sensibilité pour coïncider la réponse mécanique numérique au comportement observé. A cause de la dégénérescence du résultats par rapport aux paramètres d'endommagement R et β , le rapport R/β est utilisé. Ce rapport vaut donc 13.89 ± 0.01 MPa. En

l'absence d'essais complémentaires pour identifier séparément les paramètres EN et ET, et considérant le rôle faible de ET, la combinaison suivante est utilisée EN=ET. Dans ces conditions, la courbe numérique affiche la même pente que la réponse expérimentale pour EN/EM=0.0025.

4.1.1 Conclusion

La présence d'une interface imparfaite affecte significativement le comportement mécanique du composite amidon/fibre de chanvre et conduit au développement d'un endommagement interfaciale. L'étude de sensibilité révèle un effet important de la rigidité normale de l'interface quand l'interface est perpendiculaire à l'axe de chargement. Le critère d'endommagement choisi conduit à une croissance monotone de la variable d'endommagement du fait du développement du mode d'ouverture. L'identification du comportement du composite a permis de déterminer le rapport R/β et de confirmer l'hypothèse d'une interface lâche (EN/EM<3%).

Références

- [1] Roulson D, Sain M, Couturier M. Resin transfer molding of hemp fiber composites: optimization of the process and mechanical properties of the materials. *Composites Science and Technology* 2006.66: p. 895-906.
- [2] Hepworth DG, Bruce DM, Vincent JFV, Jeronimidis G. The manufacture and mechanical testing of thermosetting natural fibre composites. *J. Mater. Sci.* 2000.35: p. 293-298.
- [3] Saheb D, Jog J. Natural fiber polymer composites: A review. *Advances in Polymer Technology* 1999.18: p. 351-363.
- [4] Herrmann AS, Nickel J, Riedel U. Construction materials based upon biologically renewable resources - from components to finished parts. *Polymer Degradation and Stability* 1998.59: p. 251-261.
- [5] Pickering KL, Beckermann GW, Alam SN, Foreman NJ. Optimising industrial hemp fibre for composites. *Composites Part a-Applied Science and Manufacturing* 2007.38: p. 461-468.
- [6] Li Y, Pickering KL. Hemp fibre reinforced composites using chelator and enzyme treatments. *Composites Science and Technology* 2008.68: p. 3293-3298.
- [7] Bodros E, Pillin I, Montrelay N, Baley C. Could biopolymers reinforced by randomly scattered flax fibre be used in structural applications? *Composites Science and Technology* 2007.67: p. 462-470.
- [8] Keller A. Compounding and mechanical properties of biodegradable hemp fibre composites. *Composites Science and Technology* 2003.63: p. 1307-1316.
- [9] Guessasma S, Benseddiq N, Lourdin D. Effective Young's modulus of biopolymer composites with imperfect interface. *International Journal of Solids and Structures* 2010.47: p. 2436-2444.
- [10] Benabou L, Benseddiq N, Nait-Abdelaziz M. Comparative analysis of damage at interfaces of composites. *Composites: Part B* 2002.33: p. 215-224.