



HAL
open science

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

Mohameden H'Bib, Sofiane Guessasma, Noureddine Benseddiq

► **To cite this version:**

Mohameden H'Bib, Sofiane Guessasma, Noureddine Benseddiq. Etude de l'endommagement dans les composites à base d'amidon renforcés par des fibres de chanvre. 17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17), Jun 2011, Poitiers-Futuroscope, France. pp.9. hal-00597424

HAL Id: hal-00597424

<https://hal.science/hal-00597424>

Submitted on 31 May 2011

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

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

Dynamic study of damage mechanisms in biopolymer based composites reinforced using hemp fibres

Mohameden H'bib¹, Sofiane Guessasma¹ et Noureddine Benseddiq²

1 : INRA, Unité de recherche BIA, rue de la géraudière 44316 Nantes

2 : Université Nord de France, université Lille 1, IUT A GMP BP 179, 2 rue de la recherche 59653 Villeneuve d'Ascq
e-mail : hbib@nantes.inra.fr, sofiane.guessasma@nantes.inra.fr, noureddine.benseddiq@univ-lille1.fr

Résumé

Le comportement à la rupture de composites à base d'amidon renforcés par des fibres de chanvre est influencé par la nature imparfaite de l'interface. Afin de déterminer cette influence sur les propriétés de rupture, une approche expérimentale et numérique est adoptée. L'étude expérimentale consiste à réaliser des éprouvettes par procédé de thermomoulage en positionnant les fibres perpendiculairement à la plus grande dimension du moule. Le thermomoulage est réalisé à une température de 140°C et une pression de 43 MPa pendant 10 minutes. Après conditionnement des éprouvettes, des essais de traction sont effectués jusqu'à la rupture. L'essai est couplé l'observation par microscopie optique et les séquences sont enregistrées par caméra. L'étude expérimentale révèle l'apparition d'un endommagement interfacial conduisant à une rupture de l'éprouvette. Afin de quantifier le rôle de l'interface dans la rupture du composite étudié, une étude exhaustive par éléments finis en 2D est réalisée. Le modèle s'appuie sur un comportement imparfait à l'interface. A chaque élément d'interface est associé des rigidités normale et tangentielle. L'endommagement est implémenté par un critère de type coulomb en permettant la dégradation de l'interface quand une résistance interfaciale donnée est atteinte. Les résultats de calcul montrent que la réponse mécanique expérimentale est approchée pour une rigidité interfaciale dix fois moins élevée que celle de la matrice d'amidon et par un endommagement linéaire avant rupture.

Abstract

Interfacial damage in starchy composites reinforced using hemp fibres is revealed by a combination of experimental and numerical approaches. Thermomoulded samples with a proper orientation of the hemp fibres are considered. Micromechanical testing of the samples reveals an evolution of the damage up to failure. This is the key effect driving the rupture of the material which is explained quantitatively using finite element computation. The numerical model postulates that weak interface properties are responsible for the damage growth combined with the stress distributions that are generated during loading. Interfacial stiffness parameters are then allowed to be zeroed when a critical interfacial resistance is achieved. Our results highlight a linear increase of the damage variable, which represents in somehow the additional surface creation. In addition, it is found that weak interface properties have to be as lower as one order of magnitude as the properties of the matrix.

Mots Clés : amidon, chanvre, endommagement interfacial, calcul éléments finis.

Keywords : starch, hemp, interfacial damage, finite element computation

1. Introduction

Cette étude porte sur le comportement de composites à base de biopolymères. Ces matériaux peuvent concurrencer les composites traditionnels si la performance mécanique des matériaux biosourcés est améliorée. Une étude exhaustive des propriétés mécaniques des fibres naturelles notamment le chanvre est ainsi donnée en introduction dans [1]. Des encadrement de paramètres mécaniques des composites à base des fibres naturelles y sont aussi décrite. La combinaison d'une matrice amidon et d'un renfort en chanvre constitue une des solutions pouvant améliorer les propriétés mécaniques notamment la rupture. Dans ce travail on s'intéresse plus particulièrement au comportement à la rupture en présence d'une interface imparfaite. La concentration de la contrainte

à l'interface au delà d'une résistance critique permet d'initier un endommagement qui se définit comme suit

$$D = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (\text{Eq. 1})$$

où l_0 est la longueur initiale de l'interface, Δl est la longueur endommagée de l'interface.

L'endommagement est donc une grandeur adimensionnelle définit dans l'intervalle (0,1).

Cet endommagement est mis en avant dans la partie expérimentale grâce à un essai de traction simple. Son évolution est ensuite décrite quantitativement grâce à un modèle élément finis.

2. Partie expérimentale

Les fibres de chanvre sont fournies par l'institut du chanvre (ITC - Troyes, France). Les fibres ne sont pas traitées chimiquement. Leur aspect ainsi qu'une indication sur les dimensions et l'état de surface sont fournis par la microscopie électronique (Fig. 1).



Fig. 1. Fibres de chanvre observées par microscopie électronique à balayage.

Un amidon natif de pomme de terre est utilisé comme matrice. Cet amidon est, dans un premier temps, extrudé afin d'obtenir un amidon amorphe. Dans un second temps, il est cryobroyé afin d'obtenir une poudre susceptible d'être mélangée avec les fibres. Le thermomoulage est réalisé avec un alignement manuel des fibres dans un moule de section rectangle 35x10 mm². Le procédé détaillé de la fabrication est donné dans [1]. Après thermomoulage, le conditionnement des échantillons sous humidité contrôlée permet d'équilibrer la teneur en eau à 12%. Les essais mécaniques sont réalisés à l'aide d'un banc de traction micromécanique. Comme montré sur la Fig. 2, l'échantillon est collé aux extrémités par une colle rapide. La direction de la traction est perpendiculaire à l'orientation de la fibre. L'observation par transmission permet un meilleur contraste notamment lors de l'apparition de l'endommagement et son évolution.



Fig. 2. Fibres de chanvre observées par microscopie électronique à balayage.

La Fig. 3 montre une coupe transverse observée par microscopie électronique et révélant la décohésion de la fibre à la matrice de l'amidon. Cette observation qualitative est étayée par les clichés (Fig. 4).

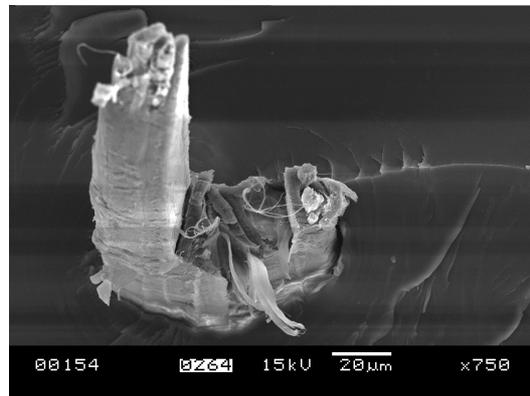


Fig. 3. Endommagement interfacial dans un composite amidon-chanvre.

La Fig. 4 montre l'évolution de l'endommagement interfacial pour un échantillon qui présente une certaine plasticité. L'endommagement interfacial apparaît dans cet échantillon comme une zone sombre qui croît jusqu'à rupture partielle de l'échantillon. Dans ce cas particulier, il s'agit d'un ensemble de fibres qui guide l'évolution de l'endommagement.

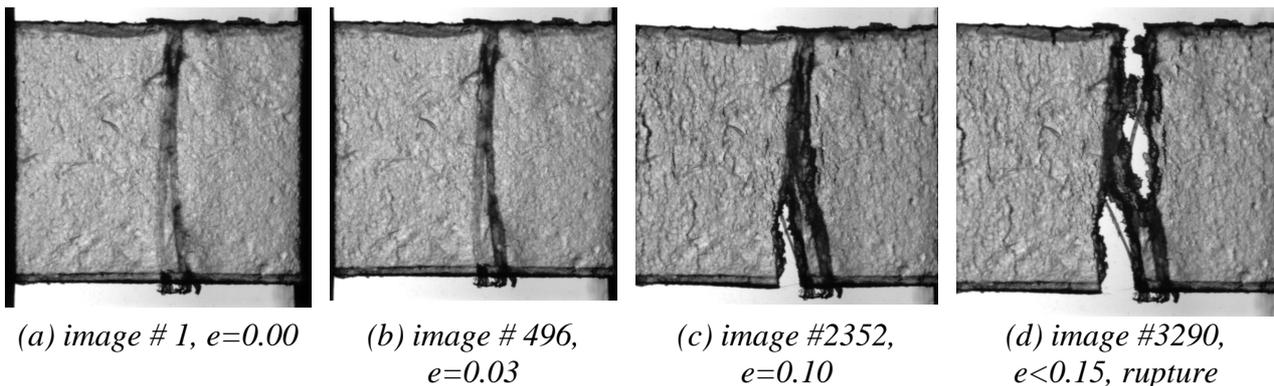


Fig. 4. Séquence montrant l'apparition et l'extension de l'endommagement interfacial conduisant à la rupture du composite.

3. Partie numérique

La partie numérique consiste à créer une microstructure typique avec une fibre de facteur de forme infini, c-a-d une fibre qui percole dans la direction de la longueur. La fibre est dotée d'une largeur W et d'une orientation θ par rapport à l'axe horizontal. La microstructure est convertie en un modèle éléments finis. Le maillage est créé en associant à chaque pixel un élément carré doté de 4 nœuds et chaque nœud possède deux degrés de liberté. La finesse du maillage est corrélée à la résolution de l'image qui est de 128×128 pixels. Les dimensions associées au maillage correspondent à la section utile de l'échantillon qui est de $10 \times 10 \text{ mm}^2$. Aux deux phases, on associe des propriétés élastiques isotropes. Pour le chanvre, nos mesures sur les fibres naturelles montrent que le module approximatif est de 20 GPa. Pour l'amidon, nous prenons la valeur de 0.231 GPa mesuré par des essais de traction dans le cadre de travaux antérieurs. Le coefficient de Poisson étant difficile à mesurer à cause des faibles déplacements latéraux engagés lors des essais. Il est pris 0.3 pour les deux phases. La Fig. 5 illustre quelques maillages correspondants à des configurations géométriques différentes.

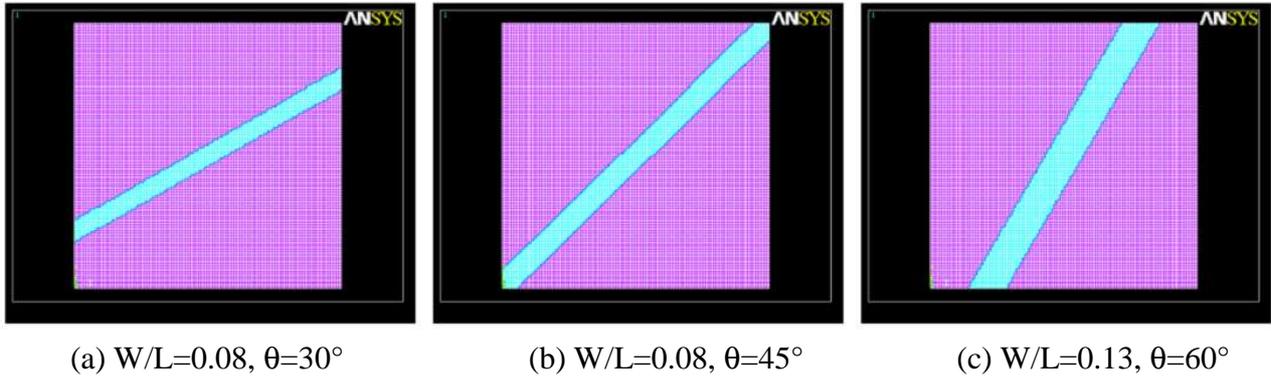


Fig. 5. Maillages obtenus pour différentes géométries: angle d'orientation et rapport de la largeur de la fibre par rapport à la dimension de l'échantillon.

A l'interface, des éléments 1D sont introduits pour prendre en compte le comportement imparfait à l'interface [2]. Les éléments sont dotés de rigidités normale et interfaciale. Ces deux paramètres sont des variables dans le modèle. La simulation de l'essai de traction est en conformité avec les conditions expérimentales: les nœuds des lignes latérales sont soumises à un déplacement dans la direction de traction comme suit

$$\begin{aligned} U_x &= +U \Big|_{x=L} \quad ; \quad U_x = -U \Big|_{x=0} \\ U_y &= 0 \quad \Big|_{x=0, L} \end{aligned} \quad (\text{Eq. 2})$$

où $2U$ est le déplacement imposé avec une vitesse constante. U_x et U_y sont les composantes du déplacement des nœuds, L est la dimension de l'échantillon carré.

L'endommagement est modélisé par une lois de type Coulomb prenant le critère suivant pour la résistance à l'interface [3]:

$$F_N + \beta F_T \geq R \quad (\text{Eq. 3})$$

où F_N et F_T sont les composantes de la force à l'interface, R est la résistance critique de l'interface.

Ce critère permet de dégrader les propriétés de l'interface en mettant à zéro les deux composantes de la rigidité interfaciale. Cela revient, dans le calcul éléments finis, à désactiver les éléments d'interface dont la résistance dépasse la valeur critique. Le calcul éléments finis est réalisé en suivant l'évolution du nombre d'éléments désactivés dont la somme représente la variable d'endommagement.

4. Discussion des résultats numériques

4.1. Etude de sensibilité

La Fig. 6 montre les champs de contraintes von Mises correspondant aux trois géométries montrées dans la Fig. 5. Il s'agit des champs obtenus sans tenir compte du critère d'endommagement. On remarque clairement que l'altération du transfert de la contrainte dépend principalement de l'orientation de la fibre par rapport à l'axe de chargement. La configuration la plus intéressante en terme de transfert de contraintes à la fibre est celle où l'angle d'orientation s'approche de zéro. Le transfert commence à être significativement altéré pour une fibre normale à la direction de chargement (cas de la Fig. 6c). La Fig. 7 montre les réponses mécaniques obtenues pour différentes orientations de la fibre ($\theta=0, 30, 45, 60, 90^\circ$) avec et sans application du critère d'endommagement

interfacial. Dans le cas où le critère n'est pas actif (Fig. 7a), plus l'angle est proche de 0, plus la rigidité est élevée pour une traction sur l'axe horizontal. Cela revient à évoluer d'une configuration d'un composite avec un montage en série à celle d'un montage en parallèle.

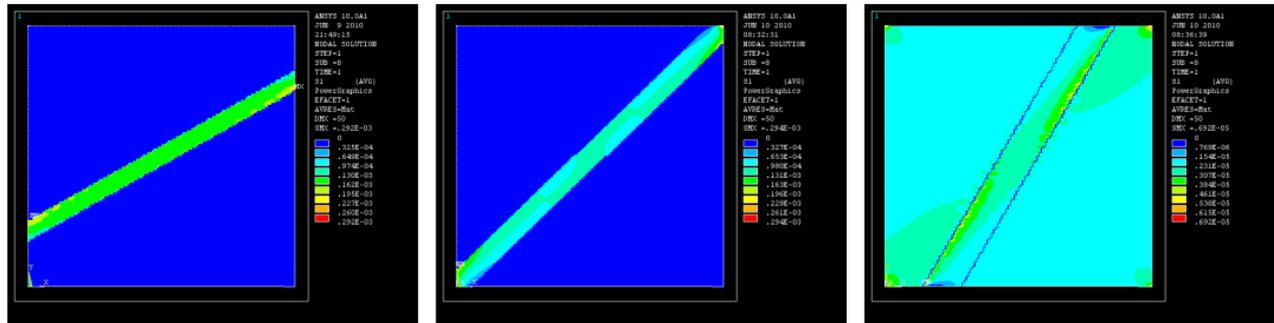


Fig. 6. Champs de contraintes obtenues pour diverses géométries avant dégradation de la qualité d'interface.

En implémentant le critère de rupture interfaciale, deux tendances se dégagent comme le montre la Fig. 7b. La tendance est monotone non-linéaire pour $\theta < 45^\circ$. La non-linéarité est associée à une désactivation croissante des éléments d'interface. Pour $\theta > 45^\circ$, la contrainte chute à cause de l'effet interface et la désactivation importante des éléments d'interface. Cette tendance marquée est facilitée par l'implémentation de propriétés lâches à l'interface ($EN=ET=0.04 EM$), où EN, ET sont les rigidités interfaciales et EM est la rigidité de la matrice.

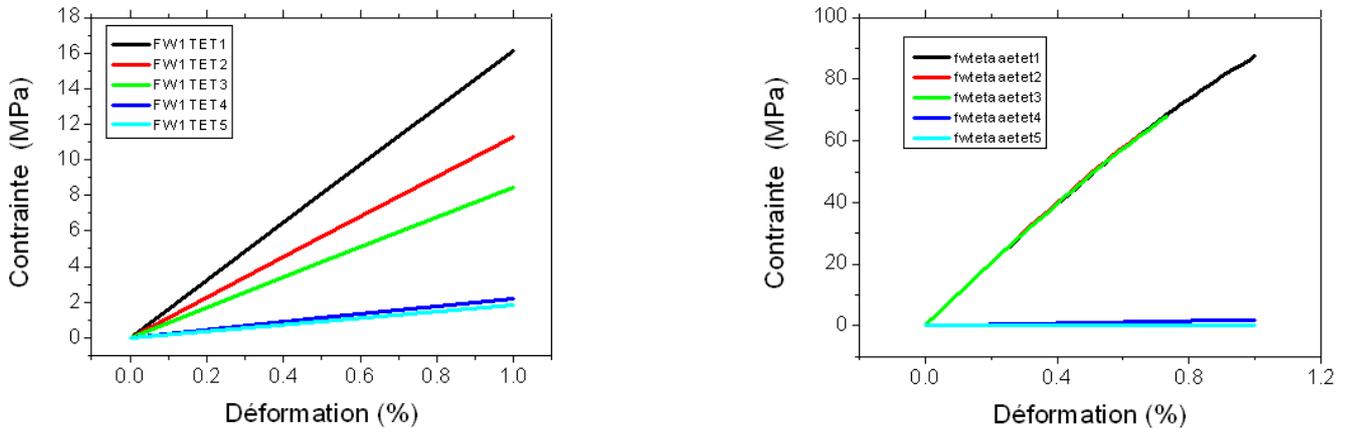


Fig. 7. évolution de la réponse mécanique en fonction de l'orientation des fibres pour deux cas (a) sans et (b) avec endommagement.

La Fig. 8a montre l'évolution du nombre d'éléments désactivés en fonction de la déformation imposée. Plus l'angle d'orientation de la fibre est proche de 90° , plus le nombre d'éléments désactivés est grand. Cela donne une idée quantitative sur l'évolution de l'endommagement en fonction de l'orientation de la fibre. Ce qui en découle, une forte corrélation de l'endommagement à la composante normale de la rigidité interfaciale. Dans la Fig. 8b, le champ de contraintes devient très hétérogène à l'interface à cause de la relaxation de la contrainte mais aussi sa concentration dans les régions voisines aux régions où une désactivation a été vérifiée.

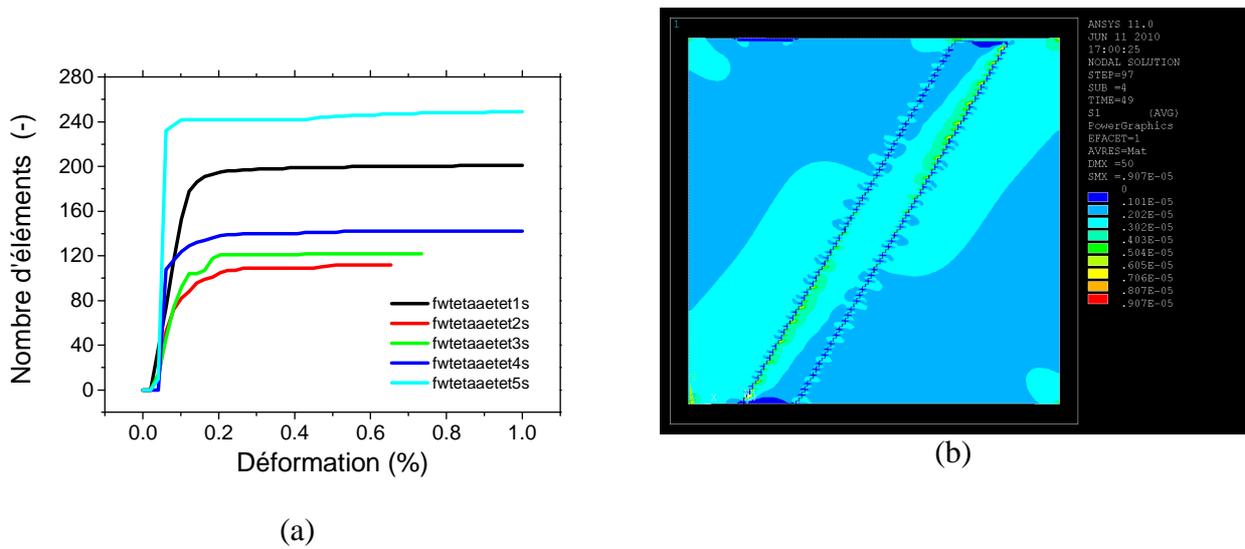


Fig. 8. (a) Evolution du nombre d'éléments désactivés en fonction de la déformation imposée. (b) relâchement des contraintes à l'interface par désactivation des éléments lors du chargement.

L'effet de la largeur est étudié en faisant varier cette grandeur dans l'intervalle (2 à 48 pixels ou 0.16 et 3.7 mm). Dans ce cas, la fraction du renfort évolue entre 1.6% et 37%.

La Fig. 9 montre les champs de contraintes S1 pour 3 dimensions de fibres. Les niveaux de contraintes sont plus élevés pour $W = 3.7$ mm notamment vers les bords. Le transfert de contraintes est perturbé dans la fibre à cause de l'effet interface ($EN=ET=0.04$ EM) mais aussi à cause de la proximité de la fibre aux bords encastres de l'échantillon. On remarque également les points de départ éventuels de l'endommagement à cause du cisaillement locale vers l'intersection des bords inférieur et supérieur de l'échantillon et l'interface.

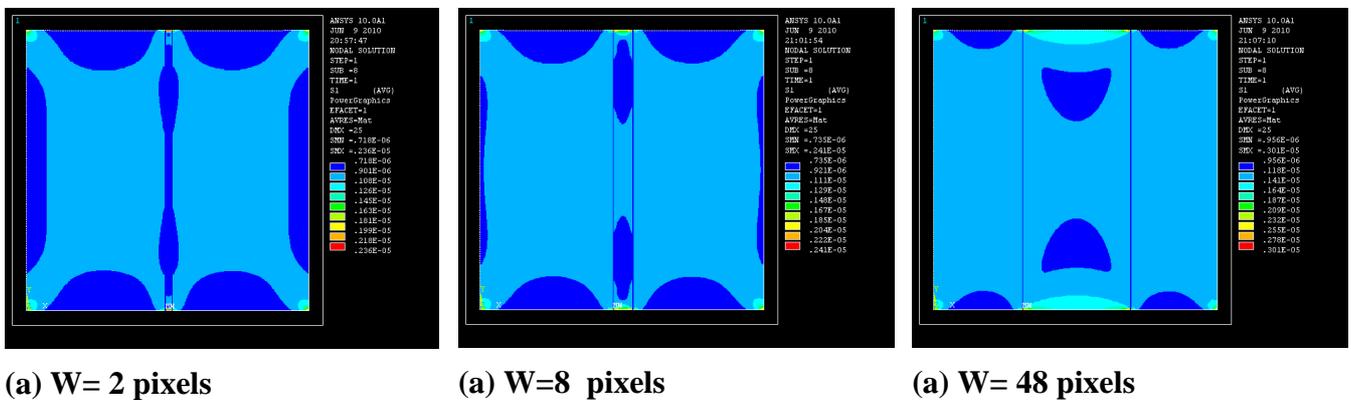
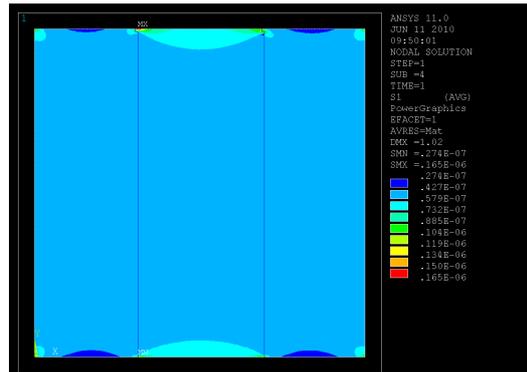
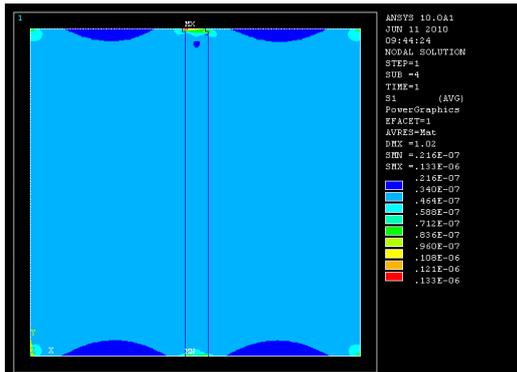


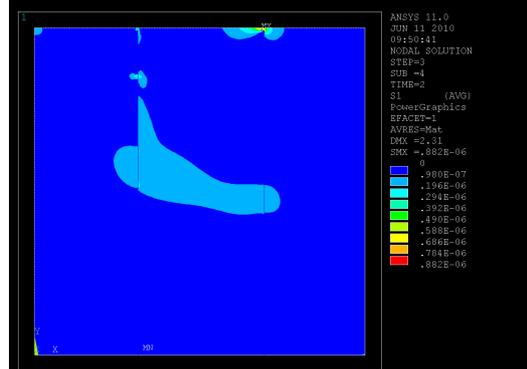
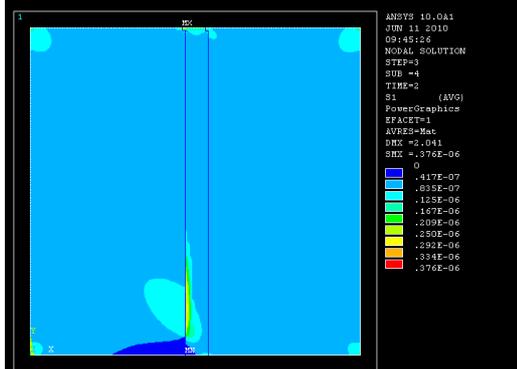
Fig. 9. Champs de contraintes S1 en fonction de W : cas sans endommagement.

La Fig. 10 illustre les champs de contraintes dans le cas d'un endommagement pour deux largeur de fibre différentes en fonction du temps (le pas indique un incrément dans le temps). On remarque des différence à partir du pas=20/50, où l'endommagement pour la largeur de fibre la plus élevée est le plus prononcé. Cela traduit bien une dépendance de la vitesse d'endommagement avec la largeur de la fibre (en la combinant avec les conditions de chargement). La réponse mécanique indique que plus la largeur W est grande, plus la rigidité du composite est améliorée. En présence d'endommagement le pic de contraintes dépend de la largeur de la fibre. Plus la largeur est importante plus ce pic est faible. Ceci traduit bien que la vitesse de désactivation des éléments d'interface est la plus rapide pour W grand.

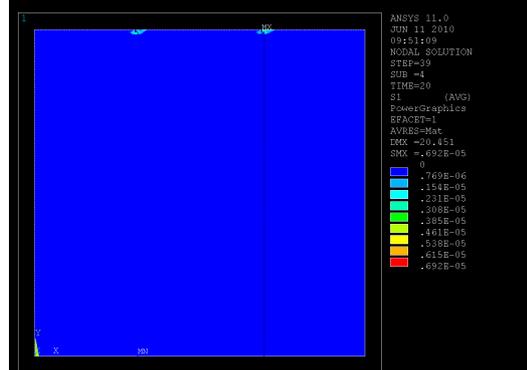
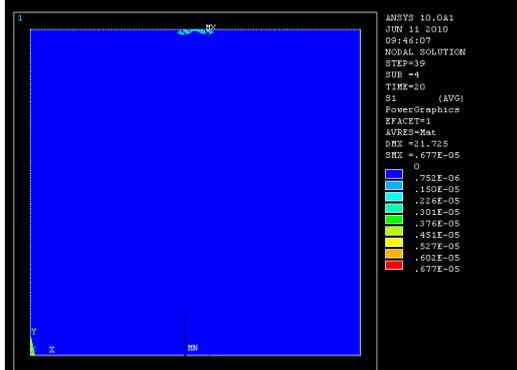
pas = 1/50



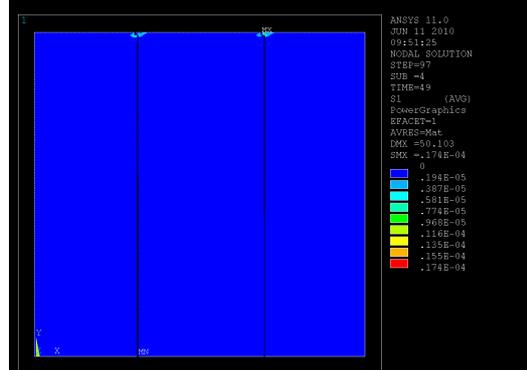
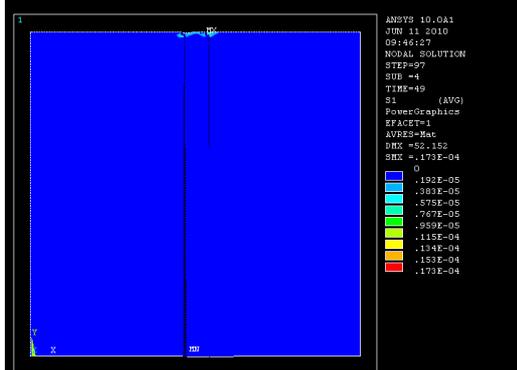
pas = 2/50



pas = 20/49



pas = 49/50



(a)

(b)

Fig. 10. Contraintes S1 pour deux largeurs (a) W= 2 pixels (256 μ m) et (b) W=48 pixels(3744 μ m).

Afin de prendre en compte l'effet des paramètres d'interface, les rigidités interfaciales EN et ET sont variées. Six niveaux (0.04, 0.4, 4, 20, 130, 173)xEM sont utilisés par paramètres ce qui permet d'obtenir 36 combinaisons. La Fig. 11 montre les champs de contraintes S1 classés par ordre croissant des niveaux de contraintes pour 4 combinaisons différentes de EN et ET. On remarque pour l'essai de traction simulé, l'effet de EN est le plus important dans la concentration des contraintes.

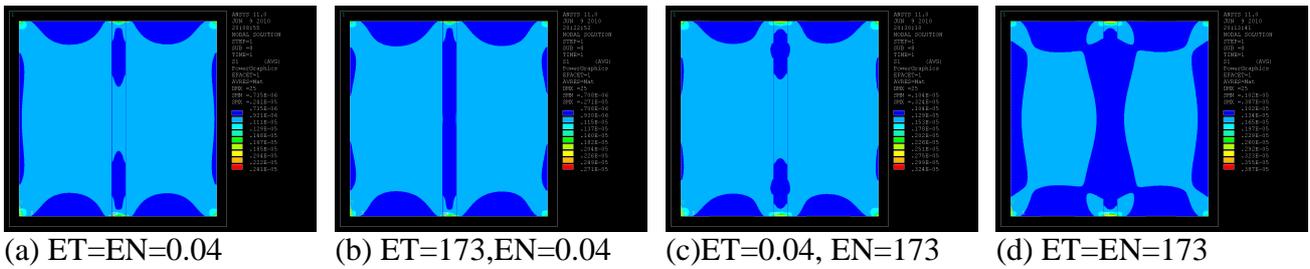


Fig. 11. Champs de contraintes S1 en fonction des valeurs de EN et ET. Les valeurs sont données en unité EM (module de la matrice).

Sur la figure 12 est montrée l'évolution du champs S1 en fonction du temps pour trois combinaisons de paramètres d'interface.

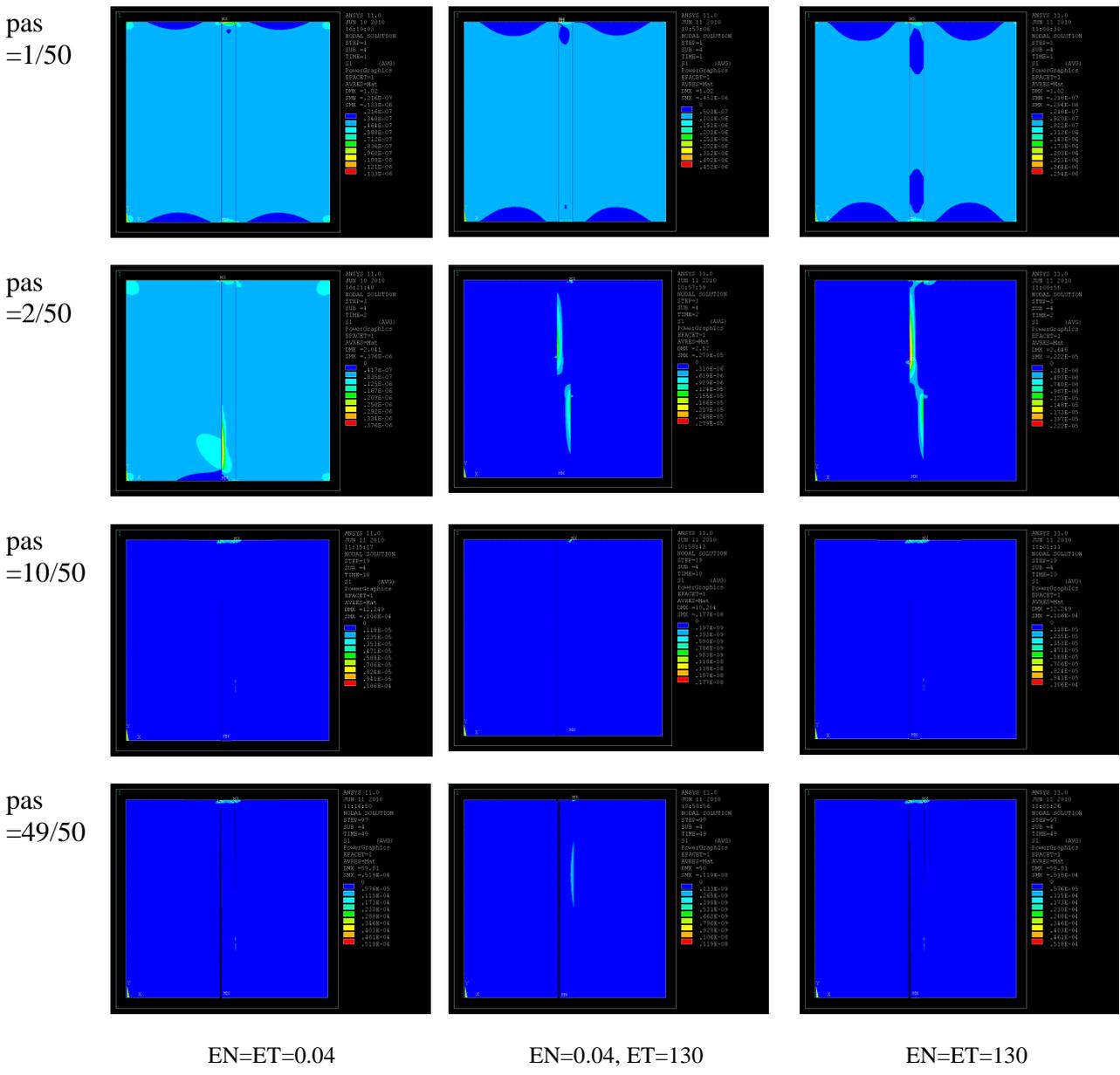


Fig. 12. Contraintes S1 pour 3 combinaisons de rigidités d'interface.

On remarque des tendances similaires pour les différents cas. Les niveaux de champs les plus élevés pour le pas 1/50 correspondent au cas (EN=0.04, ET=130) alors que les plus faible correspondent au

cas ($EN=ET=0.04$). Quand la plus part des éléments d'interface sont désactivés ($pas=49/50$), les champs de contraintes les plus faibles correspondent au cas $EN=0.04$, $ET=130$. Cela montre que EN joue un rôle important dans l'évolution des champs de contraintes en présence d'endommagement. Les réponses mécaniques pour les calculs sans endommagement montrent que l'effet des paramètres d'interface est variable. La variation de la pente de la courbe est relié à la variation du paramètre EN alors que le paramètre ET n'a pas d'effet important. Pour les calculs avec endommagement, la réponse est très différente du cas précédent. On remarque un pic de contraintes au début de la sollicitation. Ce pic correspond à la plus grande contrainte que le matériau peut supporter avant l'apparition de l'endommagement. Après le pic, la contrainte chute à cause de la désactivation des éléments d'interface.

4.2. Identification du comportement mécanique

Afin donc de prédire correctement les paramètres structuraux et mécaniques conduisant au comportement mécanique observé, une identification est requise. Cette identification requière la validation de chacun des paramètres étudiés. Nous négligeons dans ce cas la variation de l'orientation de la fibre que nous supposons perpendiculaire à l'axe du chargement. La fraction (largeur de la fibre) est déterminée par analyse d'images ($W/L=0.02$). Dans ces conditions, l'identification repose sur l'évaluation des paramètres d'interface EN et ET ainsi que les paramètres reliés à l'expression d'endommagement. A ce stade, le paramètre qui gouverne la contribution du cisaillement ne peut pas être évalué correctement à cause de l'orientation de la fibre par rapport à l'axe de chargement et l'absence d'un test de cisaillement. Cette situation crée une dégénérescence par rapport aux possibilités des combinaisons (R, b). Afin de remédier à cela, nous raisonnons par le rapport R/β . La Fig. 13 montre les résultats obtenus par un ajustement manuel des paramètres décrit précédemment. La courbe expérimentale y est aussi représentée. On remarque que quand $EN > 0.003$ (ou $EN < 0.0015$), la rigidité du système est plus élevée (ou faible) que la réponse expérimentale. La rigidité du composite est donc obtenue numériquement pour $EN=0.25\%EM$. Pour ces cas précédents, la résistance spécifique de l'interface est prise très élevée pour mieux estimer la pente de la courbe ($R/\beta=2.56$ GPa). Pour les valeurs de $R/\beta < 13$ MPa, la rupture dans le composite survient avant la déformation observée expérimentalement. Le meilleur compromis est donc obtenu pour $R/\beta=13.89 \pm 0.01$ MPa.

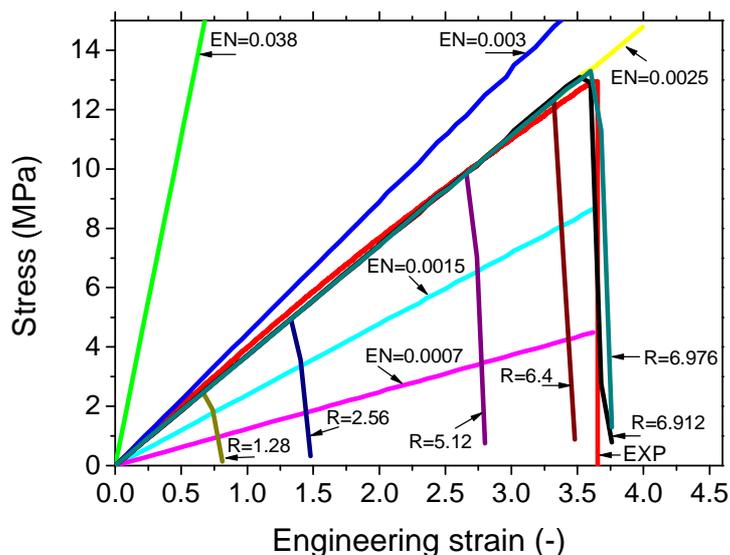


Fig. 13. Comparaison entre la réponse expérimentale et numériques en tenant compte du comportement imparfait de l'interface et de l'endommagement interfacial.

Conclusions

Cette étude démontre que l'endommagement interfacial dans un composite amidon-chanvre est réel. Ceci permet d'anticiper sur le fait que les propriétés de rupture sont intimement liées aux propriétés d'interface. L'endommagement interfacial dans notre cas est sensible à différents paramètres géométriques : orientation et largeur de la fibre. La dépendance par rapport à la largeur de la fibre vient essentiellement des conditions du chargement et donc la proximité de l'interface aux zones de concentration de contraintes (cas de l'encastrement). L'effet de l'orientation se comprend par la sensibilité variée du critère de rupture interfaciale aux composantes normale et tangentielle de la rigidité interfaciale. L'identification du comportement observé démontre une faible adhésion entre l'amidon et la fibre de chanvre sans traitement préalable qui se traduit par une faible rigidité de l'interface.

Remerciements

Les auteurs remercient Said Rjafiallah pour son apport dans la réalisation des éprouvettes et l'ESTP – Cachan pour son soutien financier.

Références

- [1] M Hbib, S Guessasma, D Bassir, N Benseddiq. «Interfacial damage in biopolymer composites reinforced using hemp fibres: Finite Element simulation and experimental investigation». *Composites Science and Technology*. Vol. in press, 2011.
- [2] S Guessasma, N Benseddiq, D Lourdin. «Effective Young's modulus of biopolymer composites with imperfect interface». *International Journal of Solids and Structures*. Vol. 47, pp.2436-44, 2010.
- [3] L Benabou, MN Abdelaziz, N Benseddiq. «Effective properties of a composite with imperfectly bonded interface». *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. Vol. 41, pp.15-20, 2004.