



HAL
open science

Etude en rupture d'un composite à fibres végétales d'Alfa

M Khaldi, A Vivet, C Poilâne, Bessem Ben Doudou, J Chen, A Bourmaud, Z
Sereir

► **To cite this version:**

M Khaldi, A Vivet, C Poilâne, Bessem Ben Doudou, J Chen, et al.. Etude en rupture d'un composite à fibres végétales d'Alfa. Conférence Matériaux 2014 - Colloque Ecomatériau, Nov 2014, Montpellier, France. hal-01144555

HAL Id: hal-01144555

<https://enpc.hal.science/hal-01144555v1>

Submitted on 21 Apr 2015

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 en rupture d'un composite à fibres végétales d'Alfa

M. Khaldi^{*1,2,3,4,5,7}, A. Vivet^{1,2,3,4,5}, C. Poilâne^{1,2,3,4,5}, B. Ben Doudou^{1,2,3,4,5}, J. Chen^{1,2,3,4,5}, A. Bourmaud⁶ Z. Sereir⁷

1 : Normandie Univ, France ; 2:UNICAEN, CIMAP, F-14032 Caen, France ; 3 : CNRS, UMR 6252, 4 : Ensicaen, CIMAP, F-14032 Caen ; France ; 5 : CEA, UMR 6252
6 : LIMATB, Université Européenne de Bretagne
7 : LSCMI, Faculté de Génie Mécanique USTMB Oran, Algérie

khaldi.mokhtar@unicaen.fr

alexandre.vivet@unicaen.fr

RESUME : Le comportement sous chargement monotone des composites renforcés par des fibres naturelles commence à être assez bien connu aujourd'hui. Cependant, le comportement à la rupture est encore mal maîtrisé. Le présent travail décrit une approche numérique développée pour simuler le mécanisme de propagation d'une fissure matricielle à l'interface fibre végétale alfa / résine époxy dans les composites à matrice polymère. A cette fin, le comportement à la rupture d'un VER constitué d'une fibre unitaire d'alfa, de comportement linéaire anisotrope, entourée d'une matrice de comportement non linéaire viscoélastique, a été étudié à l'aide d'un modèle éléments finis. L'analyse du comportement à la rupture du composite fibre alfa/résine époxy montre que sous l'action d'un chargement uniaxial, longitudinal ou transversal par rapport à la fibre, une fissure initiée dans la matrice se propage perpendiculairement au sens de la sollicitation. Au voisinage de l'interface, le taux de restitution d'énergie diminue et ce taux est plus élevé en présence de zones de non adhésion générées par des problèmes de mouillages. Arrivée à l'interface, la fissure est soit bloquée soit déviée. Une fois déviée, la fissure se propage le long de l'interface et entraîne la décohésion de la fibre.

MOTS-CLÉS: fibre alfa, taux de restitution d'énergie, rupture.

ABSTRACT: The behavior under monotonic loading of reinforced natural fibre composites begins to be fairly well known today. However, the fracture behavior is still poorly controlled. This work describes a numerical approach developed to simulate the propagation mechanism of a matrix crack in natural fibre reinforced composites. To this end, the fracture behavior of a REV; constituted of alfa fibre, with linear anisotropic behavior, surrounded by a matrix with non-linear viscoelastic behavior, was investigated using a finite element model. The analysis of the fracture behavior of the composite alfa fibre / epoxy resin shows that under uniaxial longitudinal or transverse load to the fibre, a crack initiated in the matrix is propagated perpendicularly to the direction of the load. Near the interface, the energy release rate decreases and this energy is higher in the presence of interfacial debonding areas generated by problems of fibre wettability. Reaching the interface, the crack is either blocked or deflected. Once deflected, the crack propagates along the interface and causes the complete debonding of the fibre.

KEY-WORDS: alfa fibres, energy release rate, rupture

1. INTRODUCTION

Actuellement, les fibres naturelles sont utilisées plutôt comme des charges de matrice polymère ou dans des pièces subissant de très faibles sollicitations comme les panneaux de portes ou les tablettes de coffres de voitures. De plus il s'agit actuellement des co-produits de la filière traditionnelle de valorisation des fibres naturelles. L'utilisation de fibres naturelles techniques comme renfort de pièces structurales subissant des contraintes mécaniques élevées est encore à la phase de développement

voire même de recherche. Néanmoins, les fibres naturelles possèdent des propriétés intrinsèques très intéressantes, avec des densités particulièrement faibles, des propriétés mécaniques suffisantes et des coûts de production potentiellement bas (en fonction du volume demandé).

Comparées aux fibres synthétiques utilisées dans le renforcement des composites telles que les fibres de verre, les fibres naturelles possèdent des propriétés mécaniques plus faibles. Cependant, ces fibres ont des densités moins élevées, et donc des rapports spécifiques propriétés/densité comparables aux fibres de verre. On peut les utiliser dans des pièces où les sollicitations sont limitées et où la légèreté est un critère important.

Les propriétés mécaniques des fibres végétales présentent une anisotropie significative. Afin d'estimer leur capacité de renfort avec des modèles micromécaniques, il est nécessaire de déterminer leur rigidité transversale et longitudinale. Le comportement en traction des fibres végétales a été étudié par plusieurs auteurs. Baley [1, 2] a étudié les propriétés mécaniques des fibres de lin, il a trouvé un module de Young longitudinal de 59 GPa et un module transversal de 8 GPa. Charlet et al [3] ont montré que les propriétés mécaniques des fibres de lin de variété Hermes sont fonction de leur emplacement dans la tige. Cichocki et Thomason [4] ont déterminé l'anisotropie de la fibre de jute en utilisant un modèle micromécanique et semi-empirique pour estimer les propriétés élastiques de cette fibre. Ils ont trouvé un module de Young transversal de 5,5 GPa et une rigidité longitudinale de 39,4 GPa.

Il ya plusieurs études en cours sur les problèmes de rigidité des composites renforcés par des fibres végétales. Maintenant il faut passer aux problèmes de mouillage qui génèrent des zones de non adhésion fibre/matrice. L'objectif de ce travail est d'étudier le comportement à la rupture des composites unidirectionnels renforcés par des fibres végétales alfa ; en tenant en compte des problèmes de mouillabilité et d'un comportement viscoélastique de la matrice couplé à un comportement anisotrope de la fibre alfa.

2. MATERIAUX

2.1. MATRICE

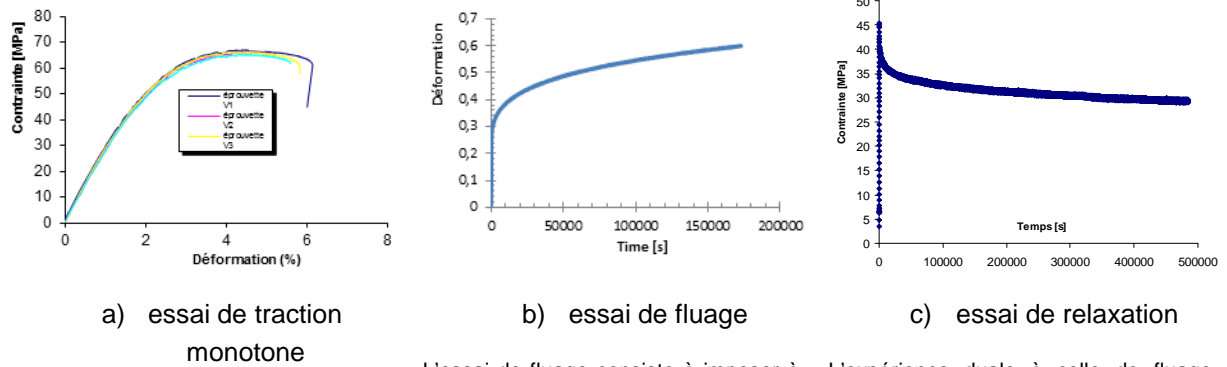
La matrice est une résine époxy obtenue par un mélange d'une résine primaire référencée Hunstman Aradilite LY 1564 SP avec un durcisseur référencé Hunstman Aradur 3487. Le comportement de la résine est viscoélastique, c'est-à dire qu'il existe une correspondance fonctionnelle entre l'histoire des contraintes $\sigma(t)$ et l'histoire des déformations $\varepsilon(t)$. Le comportement viscoélastique se caractérise dans le domaine temporel par les fonctions de fluage J et de relaxation R. Elles peuvent s'exprimer, pour un comportement uniaxial, respectivement à l'aide des intégrales de Boltzmann suivantes :

$$\varepsilon(t) = \int_0^t J(t - \tau) \frac{\partial \sigma}{\partial \tau} d\tau \quad (1)$$

$$\sigma(t) = \int_0^t R(t - \tau) \frac{\partial \varepsilon}{\partial \tau} d\tau \quad (2)$$

L'identification de la loi associée à ce type de comportement nécessite la réalisation de plusieurs essais expérimentaux. En complément d'un essai de traction monotone, les essais de fluage et de relaxation mettent en évidence le comportement visqueux de la résine.

Les essais ont tous été réalisés sur des éprouvettes moulées de type haltère en utilisant une machine de traction de type INSTRON 8801 munie d'une cellule de charge de capacité de 5 KN. Les courbes de chargement (force-allongement) sont obtenues à partir des signaux de la cellule de charge (P) et d'un extensomètre axial de base de mesure 25 mm, d'ouverture maximale ± 5 mm fixé sur l'éprouvette dans la zone calibrée. Pour l'essai de traction monotone, la vitesse de l'essai est de 2 mm/min. Les propriétés obtenues, à partir des essais de traction, sont détaillées dans le tableau 1.



L'essai de fluage consiste à imposer à une éprouvette un échelon de contrainte constant. La déformation élastique observée instantanément lors de l'application de la charge initiale évolue au cours du temps.

L'expérience duale à celle de fluage consiste à imposer soudainement à une éprouvette, un échelon de déformation et à le maintenir constant pour observer l'évolution de la contrainte. La contrainte mesurée instantanément lors de l'application de la déformation initiale décroît au cours du temps.

Figure 1 : a) Comportement contrainte - déformation de la résine époxy sous traction monotone. b) essai de fluage. c) essai de relaxation.

Pour compléter la caractérisation de la résine époxy, des essais de rupture ont été menés sur des éprouvettes compactes de traction (CT) afin de déterminer le facteur d'intensité de contrainte K_{IC} . Le taux de restitution critique d'énergie G_{IC} est calculé à partir de l'équation (3).

$$G_c = \frac{K_c^2 (1 - \nu^2)}{E} \quad (3)$$

Tableau 1 : Propriétés de la résine époxy.

E [GPa]	ν	σ_r [MPa]	ϵ_r %	K_{IC} [MPa. \sqrt{m}]	G_{IC} [KJ/m ²]
3	0.35	65	6	2.8	2.29

2.2. FIBRE ALFA

Les fibres d'alfa sont extraites de tiges d'alfa brute (figure 2a), par différents procédés telles que l'extraction mécanique, chimique ou enzymatique [5]. Elles sont utilisées, à l'état brut pour la fabrication artisanale d'objets et à l'état extrait dans l'industrie papetière.

Les fibres d'alfa sont de section circulaire avec une zone creuse centrale (figure 2b). Leur densité est faible (1400 kg / m³), elles sont biodégradables et elles proviennent d'une source renouvelable. La structure de la fibre d'alfa est hétérogène, constituée principalement de cellulose (40 % – 50 %), de

lignine (17,71 % – 24 %), d'hémicellulose (22,15 % – 28 %) et de 5% de cire [6] [7] [8] [9]. En conséquence les fibres d'alfa sont très anisotropes comme la plupart des fibres naturelles.

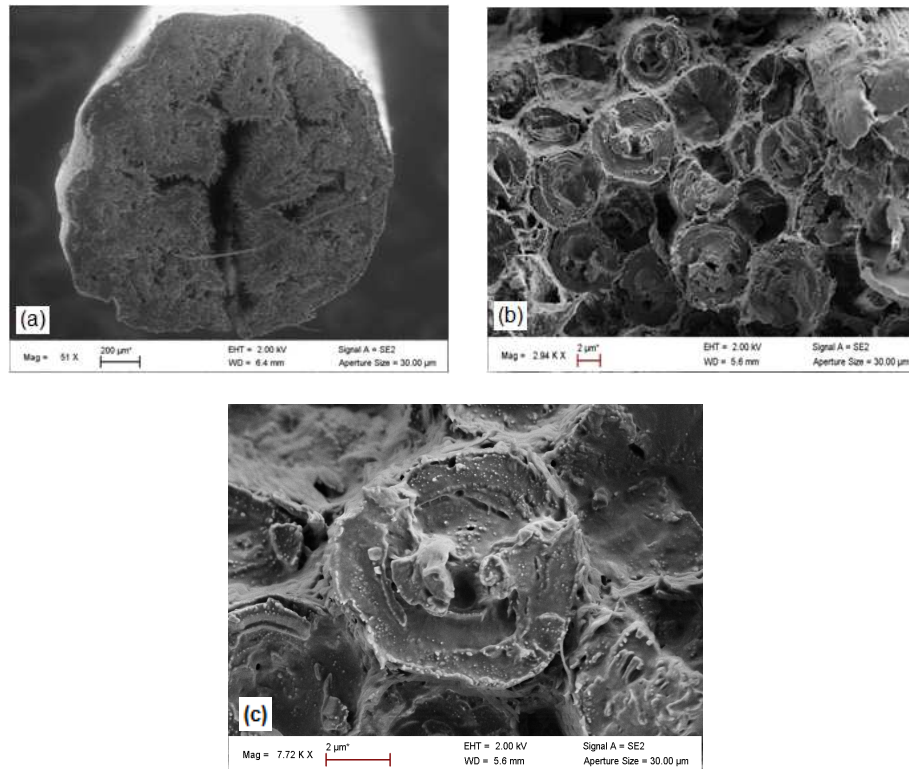


Figure 2 : Cliché MEB des vues en coupe transversale d'une tige alfa à différents grossissements.

Les propriétés mécaniques longitudinales (module d'Young, résistance à la rupture et déformation à la rupture) des fibres d'alfa ont été obtenues à partir des essais de traction en utilisant une machine de traction de type MTS Criterion Modèle 43, la méthode des essais est décrite par Baley [1].

Tableau 2 : Propriétés de la fibre alfa.

E_L [GPa]	σ_r [MPa]	ϵ_r %	ν
28.43 ± 4.07	474.43 ± 103.44	$2,43 \pm 0.58$	0.34

Pour obtenir le module d'Young transversal de la fibre alfa, nous avons choisi l'essai de nanoindentation, les résultats trouvés sont illustrés dans la figure 3. Le tableau 3 présente un résumé des propriétés mécaniques transversales et longitudinales de notre fibre alfa et d'autres fibres végétales, tirées de la littérature.

Le rapport d'anisotropie de la fibre alfa est de 6,58. Il est comparable à celui des autres fibres végétales. Bourmaud et Baley [10] ont effectué des essais de nanoindentation sur des fibres de chanvre et de sisal pour obtenir leurs modules de Young transversal. Ils ont trouvé un rapport d'anisotropie de 8,94 pour le chanvre et 6,50 pour le sisal. Gindl et al. [11] ont mesuré le module de Young longitudinal de la cellulose en utilisant des essais de traction. Au moyen de la nanoindentation, ils ont mesuré le module transversal et ont trouvé un facteur d'anisotropie de 6,37.

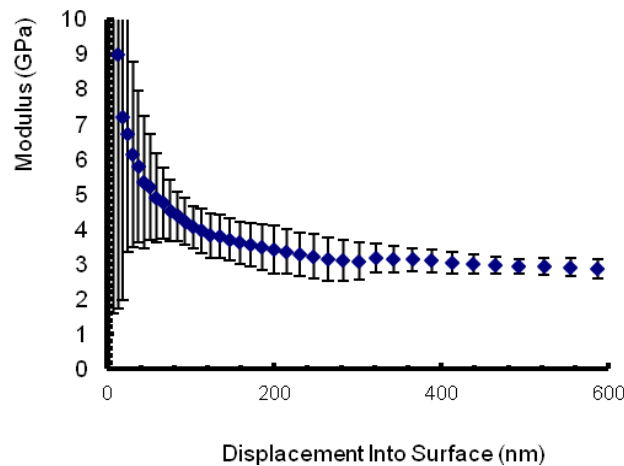


Figure 3 : Résultats de l'essai de la nanoindentation sur la fibre alfa.

Tableau 3: Modules de Young longitudinal et transversal des fibres végétales.

Fibre	E_L (GPa)	E_T (GPa)	E_L / E_T	Référence
Alfa	$28,43 \pm 4,07$	$4,3 \pm 1,4$	6,58	--
Lin	59	8,0	7,38	[2]
Chanvre	$44,52 \pm 19,1$	$4,98 \pm 1,52$	7,38	[10]
Sisal	$25,01 \pm 12,9$	$3,85 \pm 0,87$	6,50	[10]
Jute	39,4	5,5	7,16	[4]
Bocell (cellulose)	$46,6 \pm 6,5$	$6,7 \pm 0,3$	7,17	[11]
LyocellA (cellulose)	$31,2 \pm 1,5$	$4,9 \pm 0,2$	6,37	[11]

3. ANALYSE DE L'ÉNERGIE DE RUPTURE

Pour analyser le comportement à la rupture transverse d'un composite UD renforcé par fibre végétale, nous avons considéré un modèle micromécanique constitué d'une fibre alfa et d'une matrice époxy. La fibre est idéalisée cylindrique. La démarche suivie est détaillée dans l'algorithme de la figure 4.

Le modèle est une microstructure constituée d'une fibre élémentaire alfa, idéalisée cylindrique creuse de 20 μm de diamètre extérieur et de 4 μm de diamètre interne, la fibre est noyée dans une matrice époxy. L'adhésion fibre végétale / matrice époxy est supposée parfaite. Compte tenu des problèmes de mouillabilité, une zone de non adhésion à l'interface fibre/matrice est générée. En raison de la symétrie géométrique, seulement 1/4 de la plaque est modélisée à l'aide des conditions aux limites appropriées. La plaque est soumise à une contrainte de traction uniformément répartie. Le maillage du modèle est illustré dans la figure 5, il est constitué d'éléments isoparamétriques à 6 nœuds. Ce type d'éléments est capable de modéliser la singularité qui se produit à la pointe de la fissure.

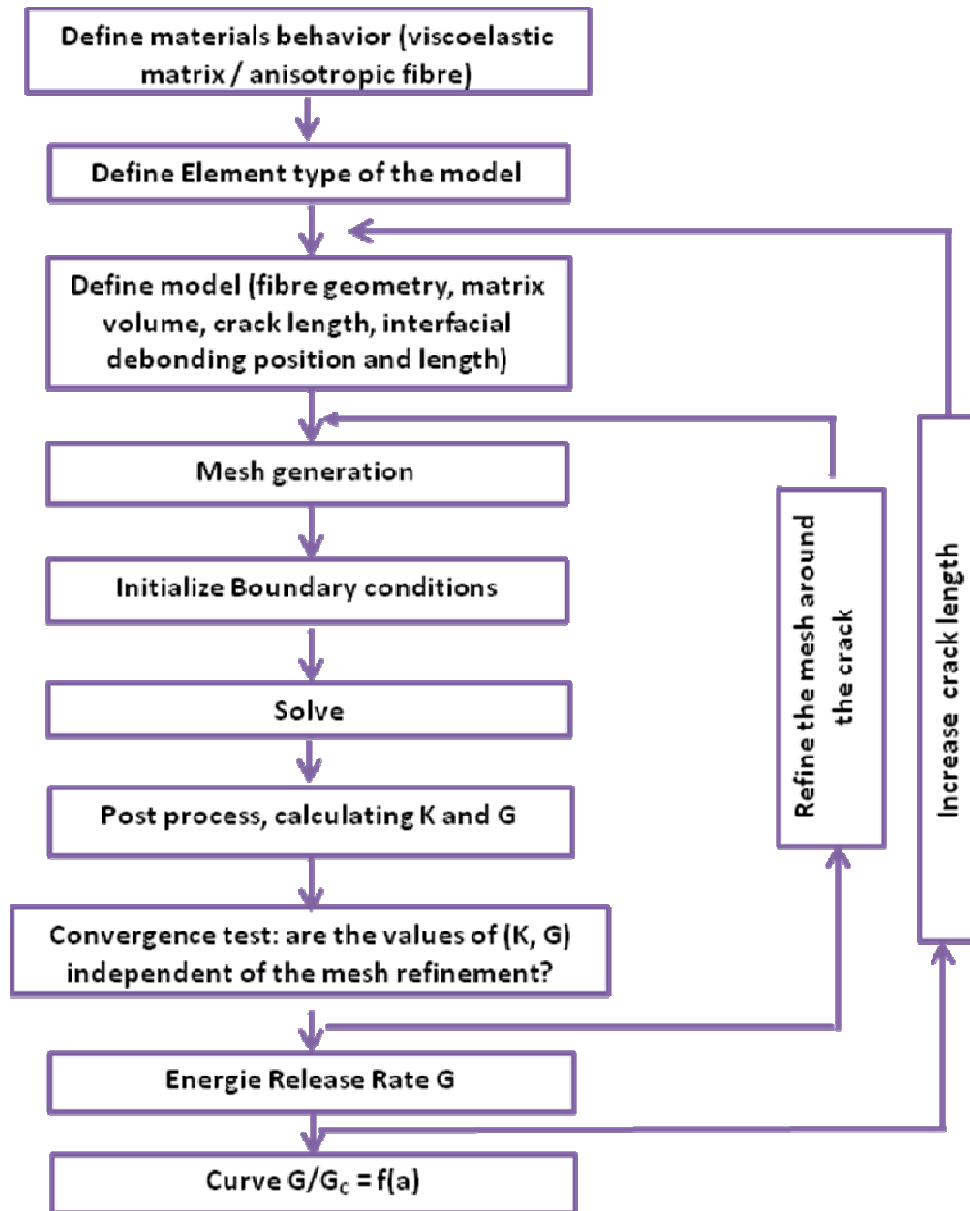


Figure 4: Algorithme de calcul.

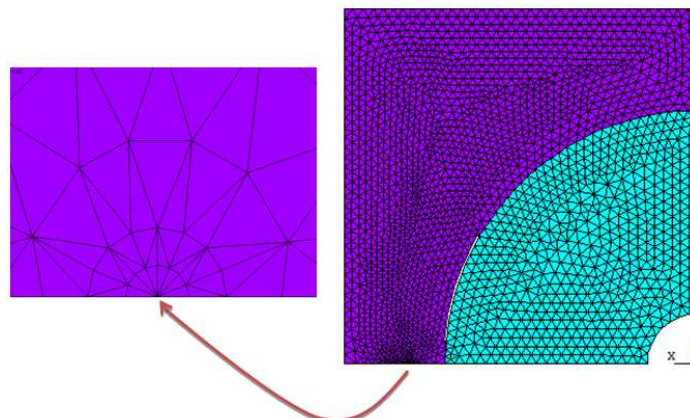


Figure 5 : Maillage du modèle.

4. FISSURE MATRICIELLE DE BORD

Pour qu'une fissure matricielle se propage, il faut que son taux de restitution d'énergie G soit supérieur au taux d'énergie critique G_c . Dans le cas d'une fissure matricielle de bord, les résultats illustrés dans la figure 6 montrent que sous l'action d'un chargement uniaxial, transversal par rapport à la fibre, une fissure initiée dans la matrice se propage perpendiculairement au sens de la sollicitation. Au voisinage de l'interface, le taux de restitution d'énergie diminue et ce taux est plus important en présence de grandes zones de non adhésion entre fibre et matrice, il est environ trois fois plus élevé lorsque la longueur de la zone de non adhésion passe de 5° à 20° c'est-à-dire d'une longueur de décohésion de $0.87 \mu\text{m}$ à une longueur de $3.48 \mu\text{m}$.

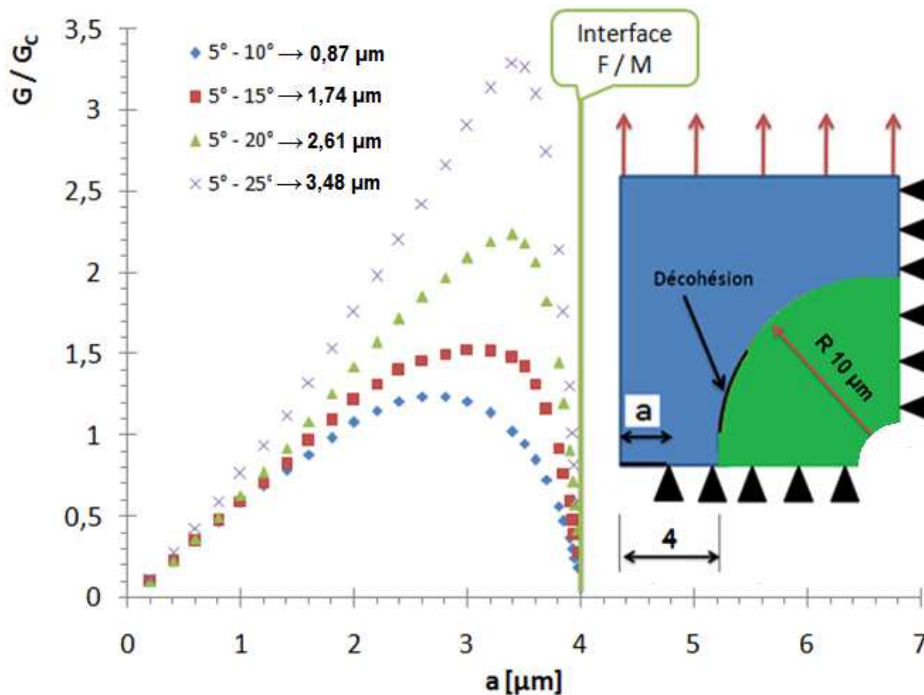


Figure 6 : Evolution de l'énergie de rupture d'une fissure matricielle de bord pour différentes positions de décohésion.

5. FISSURE MATRICIELLE INTERNE

La figure 7 illustre l'évolution de l'énergie de rupture pour une fissure matricielle interne. Dans ce cas, l'évolution du taux de restitution d'énergie est moins importante que dans le cas des fissures de bord, cela implique une dégradation lente de la structure à l'échelle microscopique. Pour une longueur de décohésion de 20° correspondant à $3.4 \mu\text{m}$, nous constatons que la matrice devient plus sensible à la fissuration et le rapport du taux de restitution d'énergie G / G_c augmente de façon exponentielle et atteint un maximum de 2. Pour un défaut de longueur de 5° correspondant $0.87 \mu\text{m}$, la valeur maximale du rapport G/G_c est de 0,9, dans ce cas la fissure matricielle ne se propage pas.

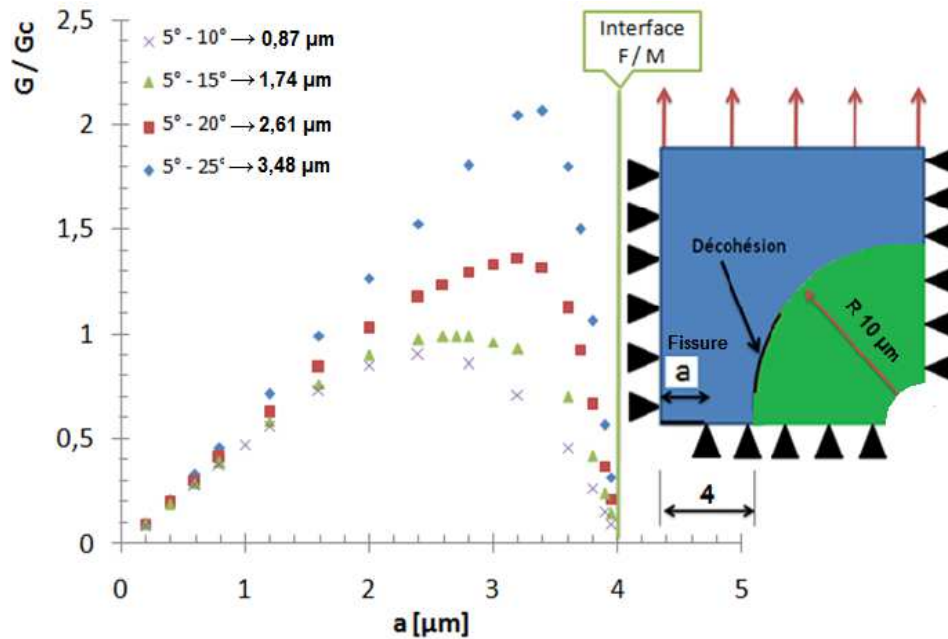


Figure 7 : Evolution de l'énergie de rupture d'une fissure matricielle interne pour différentes longueurs de décohesion.

6. CONCLUSION

Dans ce travail, nous avons caractérisé une résine therm durcissable époxy et nous avons déterminé la rigidité transversale et longitudinale de la fibre végétale alfa qui peut être utilisée pour le renforcement des composites.

Les résultats expérimentaux ont été utilisés pour alimenter un code de calcul par éléments finis pour estimer l'évolution de l'énergie de rupture dans un composite unidirectionnel renforcé par fibres végétales en utilisant un modèle micromécanique. Le modèle développé nous a permis de prédire l'effet des problèmes de mouillabilité sur le comportement micromécanique à la rupture d'un composite présentant une fissure matricielle de bord ou interne et sollicité en traction transversale ainsi que leurs conséquences sur l'intégrité des structures. La croissance de la taille de la décohesion provoque la sensibilité de la matrice à la rupture.

7. REFERENCES

- [1] C. Baley, Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 33(7) (2002):939–948.
- [2] C. Baley, Y. Perrot, F. Busnel, H. Guezenoc, Davies P. Transverse tensile behavior of unidirectional plies reinforced with flax fibres. *Materials Letters*; 60(24) (2006), 2984–2987.
- [3] K. Charlet, C. Baley, C. Morvan, J.P. Jernot, M. Gomina, J. Breard, Characteristics of Hermes flax fibres as a function of their location in the stem and properties of the derived unidirectional composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*; 38(8) (2007) 1912–1921.
- [4] F. R. Cichocki, J. L. Thomason, Thermoelastic anisotropy of a natural fibre, *Composites Science and Technology*; 62(5) (2002) 669–78.
- [5] M. Dellal. Evaluation du potentiel textile des fibres d'Alfa (*Stipa Tenacissima L.*), Caractérisation physico-chimique de la fibre au fil. Thèse soutenue le 12/12/12. Université de haut alsace.
- [6] S. B. Brahim, R. B. Cheikh, Influence of fiber orientation and volume fraction on the tensile properties of unidirectional Alfa-polyester composite, *Composites Science and Technology*, (67) (2007) 140-147.

[7] M. Harche, D. Bounaga, Etude comparative du tissu fibreux dans la feuille d'alfa « *Stipa tenacissima* L. », Bull Soc. – Hist. Nat. Alger, (1979) 113-120.

[8] B.Bouiri, M. Amrani, Production of dissolving grade pulp from Alfa, *Bioresources*, 5(1) (2009) 291-302.

[9] M.C. Paiva, I. Ammar, A.R. Campos, Cheikh R.B., Cunha A.M., Alfa fibres, Mechanical, morphological and interfacial characterization, *Composites Science and Technology*, (67) (2007), 1132-1138.

[10] A. Bourmaud, C. Baley, Rigidity analysis of polypropylene/vegetal fibre composites after recycling, *Polymer Degradation and Stability*, (94) (2009), 297–305

[11] W. Gindl, M. Reifferscheid, R. B. Adusumalli, H. Weber, T. Röder, H. Sixta, Anisotropy of the modulus of elasticity in regenerated cellulose fibres related to molecular orientation. *Polymer*; 49(3) (2008), 792–799.