

CFA/VISHNO 2016

**Analyse par émission acoustique des mécanismes
d'endommagement d'un composite stratifié à fibres
naturelles**A. Monti^a, A. El Mahi^b, Z. Jendli^c et L. Guillaumat^d^aLaboratoire d'Acoustique de l'Université du Maine, Avenue Olivier Messiaen, 72085
Le Mans, France^bUniversité de Maine, Laboratoire d'Acoustique de l'UM UMR CNRS 6613-Av. O.
Messiaen, 72085 Le Mans, France^cESTACA LAB, Parc Universitaire Laval Changé, Rue George Charpak, 53000 Laval,
France^dLAMPA - Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Arts et Métiers Paris Tech CER
Angers 2. Boulevard du Ronceray, 49035 Angers Cedex 01, France
arthur.monti.etu@univ-lemans.fr

LE MANS

Cette étude porte sur le comportement en traction d'un éco-composite à matrice thermoplastique renforcée de fibres de lin. Ce composite, mis en œuvre par infusion de résine liquide, a été étudié en traction uniaxiale par des essais quasi-statiques monotones suivis par émission acoustique. Afin d'étudier les non linéarités de comportement détectées, des essais cyclés ont été réalisés pour distinguer les comportements réversibles et irréversibles. D'autre part, des observations microscopiques ont été effectuées sur des sections d'éprouvettes ainsi que sur des profils de rupture, afin d'identifier les mécanismes d'endommagement survenus à différents niveaux de sollicitation. Enfin, les données d'émission acoustique ont été traitées au moyen d'une approche globale, afin d'associer les signatures acoustiques des mécanismes d'endommagement au cours de l'essai, et de comprendre leur influence sur le comportement mécanique du matériau.

1 Introduction

L'utilisation de matériaux composites est en hausse progressive depuis maintenant de nombreuses années pour répondre aux problématiques d'allègement des structures qui concernent particulièrement les industriels du transport. Une nouvelle catégorie de matériaux se présente progressivement comme une solution envisageable : les éco-composites. Plus particulièrement les composites à matrice polymère renforcées de fibres végétales. En effet, l'utilisation de fibres agrosourcées permet l'obtention de pièces présentant des caractéristiques spécifiques (caractéristiques mécaniques rapportées à la masse) très intéressantes. Les fibres de lin, par exemple, ont des propriétés mécaniques proches de celle des fibres de verre, avec une masse volumique nettement inférieure (1500 kg.m^{-3} contre 2700 kg.m^{-3}). De plus, l'utilisation de fibres agrosourcées permet par exemple la valorisation de ressources locale (comme le lin et le chanvre, en Europe). D'autre part, l'utilisation de ressources naturelles dont la renouvelabilité est maîtrisable constitue un point fort de développement durable. Enfin, ces matériaux intègre aussi de nouvelles fonctionnalités, comme par exemple une capacité intrinsèque à amortir les vibrations ou à dissiper de l'énergie.

Pour permettre à ces matériaux d'occuper plus d'espace dans le paysage industriel, un certain nombre de points restent encore à étudier. Par exemple, la compréhension et l'anticipation des mécanismes d'endommagement pouvant mener à la rupture. Pour ce faire, la technique d'émission acoustique s'avère être un moyen efficace [1-4]. Dans ce contexte, cette étude propose d'étudier le comportement en traction d'un composite à matrice thermoplastique renforcé de fibres de lin unidirectionnelles, en utilisant la technique de l'émission acoustique. Contrairement aux approches de classifications non-supervisées ou supervisées, l'activité acoustique est ici suivi par le biais d'une fonction globale, appelée Sentry Fonction, qui a pour particularité de tenir compte simultanément des évolutions d'énergies mécaniques et acoustiques au sein du matériau. L'objectif est d'identifier les principaux mécanismes d'endommagement survenant à différentes échelles, et de quantifier leurs effets sur le comportement mécanique du composite.

2 Matériaux de l'étude

Cette étude porte sur un composite à matrice thermoplastique renforcée par des fibres de lin. La matrice est une résine acrylique activée par un peroxyde (ELIUM, ARKEMA). Le mélange catalysé est très fluide, ce qui permet la mise en œuvre de pièces composites par procédé

RTM ou par infusion de résine liquide, des techniques habituellement réservées aux résine thermodurcissables (polyesters, vinylesters, etc.). Les renforts utilisés sont des plis de fibres de lin unidirectionnel continu (FLAXTAPE, LINEO) [5]. Les composites sont mis en œuvre par infusion de résine liquide. Une étude préliminaire [6] visant à établir les caractéristiques mécaniques du pli unidirectionnel a permis d'établir les résultats présentés en Tableau 1.

Tableau 1 : propriétés du composite Lin/Elium UD

E_L (GPa)	E_T (GPa)	ν_{LT} (-)	G_{LT} (GPa)	ρ (kg.m^{-3})	ϕ_v^f (%)
23.3	3.22	0.35	1.53	1100	35-45

La direction principale (celle des fibres) est notée L , la direction transverse T , les modules d'Young et de cisaillement sont notés respectivement E et G , la masse volumique ρ et le taux de fibre volumique ϕ_v^f .

3 Protocole expérimental

3.1 Essai mécaniques

Des éprouvettes composites UD de dimensions $250 \times 25 \times 1.6$ (mm^3) ont été testées en traction sur une machine équipée d'un capteur d'effort d'une capacité de 100kN. La déformation a été mesurée par un extensomètre axial de longueur à vide 25mm et de course 5mm. Tous les essais ont été réalisés à une vitesse de 1 mm.min^{-1} . D'autre part, les essais quasi-statiques cyclés ont été effectués en incrémentant la charge de 200N par cycle, jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

3.2 Suivi par émission acoustique

Pendant les essais de traction monotone, les éprouvettes étaient équipées de capteur d'émission acoustiques EPA ayant une bande passante de 100kHz à 1MHz. Un agent de couplage a été utilisé entre les capteurs et le matériau. Les signaux ont été enregistrés avec une fréquence d'échantillonnage de 5MHz. Deux préamplificateurs ayant un gain de 40 dB ont été utilisés. Par la suite, des essais de « cassé de mine » ont été réalisés pour déterminer les paramètres de fenêtrage temporel, qui ont été définis comme suit : PDT=50 μs , HDT=100 μs et HLT=200 μs . Le seuil d'acquisition en amplitude a été fixé à 38dB.

3.3 Analyses microscopiques

Pour identifier les mécanismes d'endommagement ayant eu lieu, des observations microscopiques ont été réalisées. Des sections d'éprouvettes non sollicitées, et sollicitées à 50% de leur charge maximale ont été préparées et enrobées pour permettre un polissage fin, afin de réaliser des observations

au microscope électronique à balayage (MEB). De même, des profils de rupture d'éprouvettes ont été observés au MEB.

4 Résultats

4.1 Comportement mécanique du composite unidirectionnel lin/Elium

Les essais de traction quasi-statique sur le composite unidirectionnel lin/Elium montrent un comportement qui diffère de celui des composites classiques. La courbe contrainte/déformation, présentée en Figure 1, présente en effet des non-linéarités, contrairement à un composite verre-epoxy qui se comporte linéairement jusqu'à la rupture. Tout d'abord, un « coude » traduisant une diminution importante de la rigidité est observée pour une valeur voisine de 0.1% de déformation, et pour une contrainte d'environ 25-30 MPa. Au-delà de 0.1% de déformation, la courbe contrainte-déformation évolue quasi-linéairement jusqu'à la rupture. On peut toutefois déceler une légère inflexion au voisinage de 0.35% de déformation.

Afin de mieux cerner ce comportement, des essais quasi-statiques cyclés ont été réalisés. Durant ces essais, la charge est incrémentée de 200N, à une vitesse de $1 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$, puis relâchée jusqu'à une valeur quasiment nulle et ce jusqu'à la rupture de l'éprouvette. La Figure 2 présente les cycles enregistrés. On constate que l'enveloppe supérieure de cette courbe correspond bien à la courbe de traction monotone obtenue précédemment.

A partir des données de l'essai précédent l'évolution du module tangent pour chaque cycle de chargement a été étudiée en fonction de la déformation. Le module tangent correspond à la pente de la courbe contrainte-déformation évalué en différentes valeurs de déformation. Les résultats sont présentés sur la Figure 3. Pour chaque cycle, le module tangent commence par une phase de décroissance correspondant à une perte de rigidité importante. Cette décroissance correspond au « coude » observé sur la courbe d'essai de traction monotone. Ainsi, la courbe contrainte-déformation semble repasser par ce « coude » à chaque phase de chargement, traduisant ainsi un comportement (au moins en partie) réversible. Pour les trois premiers cycles, le module tangent ne fait que décroître. A partir du quatrième cycle, au-delà du « coude » mentionné précédemment, la rigidité semble se stabiliser et a tendance à augmenter légèrement sur les derniers cycles. Après cette phase, on observe une nouvelle diminution importante du module tangent.

D'autre part, la translation des courbes successive vers la droite annonce l'apparition et l'augmentation d'une déformation plastique permanente pour chaque cycle de chargement. Par conséquent, le matériau sort de son domaine élastique linéaire au-delà du « coude » mentionné. Plusieurs phénomènes peuvent entrer en jeu, comme la plastification de la matrice thermoplastique, ou l'apparition de certains mécanismes d'endommagement à l'échelle de la matrice, des fibres ou du composite.

Enfin, on peut noter que la rigidité initiale de chaque cycle suit une évolution très particulière. Pendant les premiers cycles, la rigidité initiale diminue, conséquence probable de l'endommagement survenu à la fin du cycle précédent. Pourtant, à partir du quatrième cycle, la rigidité initiale évolue de manière croissante avec le nombre de

cycles, jusqu'à dépasser sa valeur initiale de près de 10%, et ce malgré l'augmentation constante de la déformation plastique permanente.

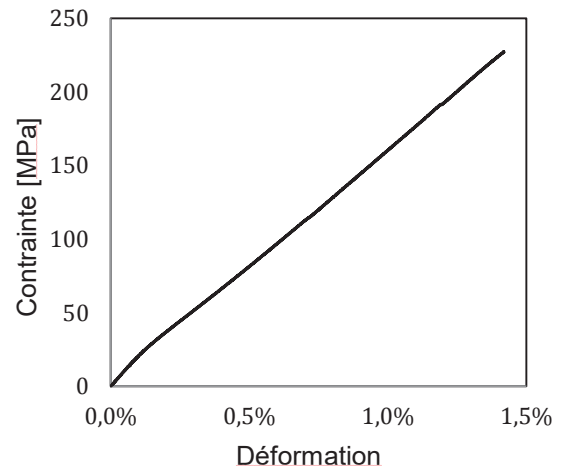


Figure 1: Comportement en traction quasi-statique axiale du composite lin/Elium unidirectionnel

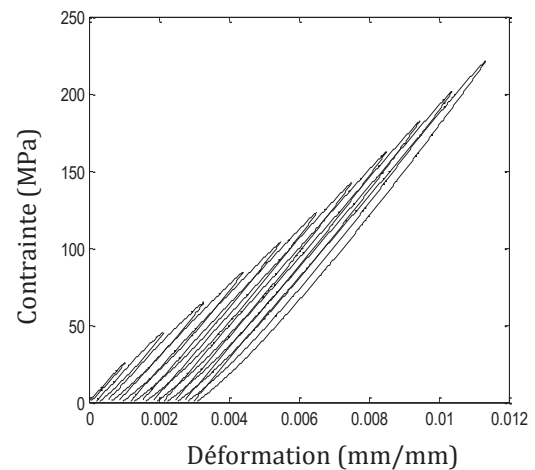


Figure 2: Essais de traction axiale quasi statique cyclique sur composite lin/Elium unidirectionnel

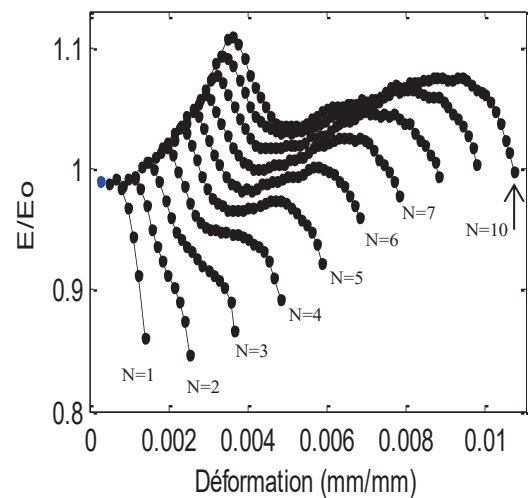


Figure 3 : Evolution du module tangent en fonction de la déformation pour chaque cycle N de chargement du composite

Ainsi, le comportement en traction du composite Lin/Elium apparaît particulièrement complexe. L'utilisation de la technique d'émission acoustique s'avère alors particulièrement appropriée, pour détecter l'apparition des mécanismes d'endommagement potentiellement à l'origine de ce comportement et suivre leur évolution.

4.3 Analyse des données d'émission acoustique

La Figure 4 présente les résultats obtenus lors du suivi par émission acoustique d'un essai de traction monotone. Tout d'abord, il est à noter que les premiers événements apparaissent précisément au niveau du « coude » mentionné précédemment. L'amplitude de ces événements est comprise entre 38dB (correspondant à la valeur définie comme seuil d'acquisition) et environ 60 dB. D'autre part, la Figure 5, présentant l'évolution du nombre d'événements cumulés en fonction du temps, montre une évolution plutôt lente du nombre de coups enregistrés, jusqu'à peu avant 300s. Au-delà, le nombre d'évènement commence à croître de manière exponentielle jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

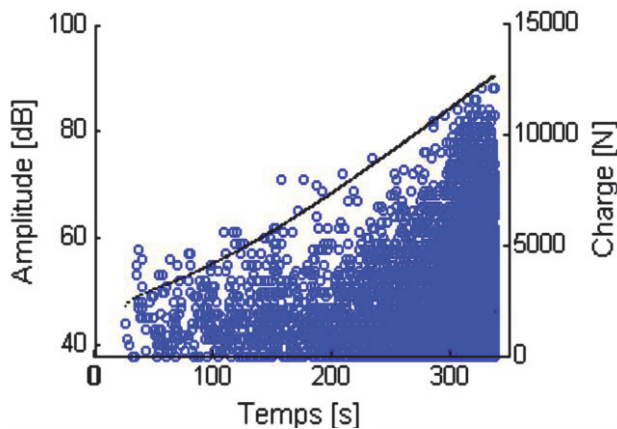


Figure 4 : Evolution de la charge et de l'amplitude des événements acoustiques perçus en fonction du temps

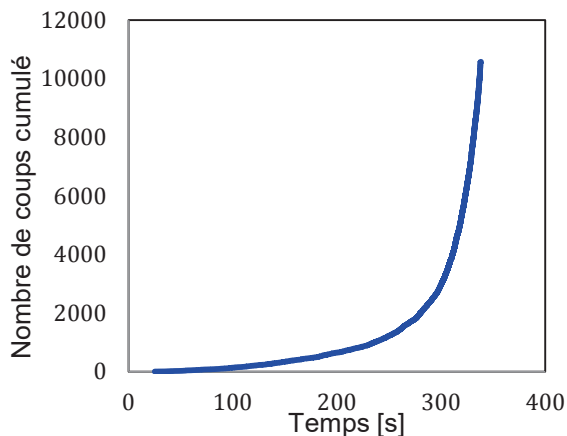


Figure 5 : Evolution du nombre d'événements acoustiques en fonction du temps

Par la suite, les données d'émission acoustique ont été analysées au moyen d'une fonction globale appelée Sentry Fonction (SF) [7-9]. Cette fonction SF est définie par :

$$SF(x) = \ln \left(\frac{E_e}{E_a} \right) \quad (1)$$

avec E_e l'énergie de déformation du matériau obtenue en calculant l'aire sous la courbe contrainte/déformation, E_a l'énergie acoustique cumulée et x une variable de suivi (déformation, déplacement, temps, etc.). Cette fonction permet de considérer simultanément l'activité mécanique et acoustique du matériau. Généralement, on étudie son comportement, notamment ses variations, présentées en Figure 6. Une variation de pente PI traduit une phase de stockage d'énergie mécanique, qui croît tant que le matériau ne subit pas d'endommagement. Lorsqu'un événement de rupture a lieu, une certaine quantité d'énergie mécanique est alors subitement converti en énergie acoustique, d'où une allure de type PII. A la suite d'un événement de type PII, la Sentry Fonction peut à nouveau augmenter avec une pente inférieure à la pente PI précédente. Lorsque la pente devient nulle ou négative (PIII ou PIV), le matériau a alors perdu totalement sa capacité à stocker l'énergie mécanique. Enfin, une inversion soudaine du signe de la pente de type BU peut traduire l'apparition de phénomènes rigidifiant, induisant de nouveau un stockage d'énergie mécanique.

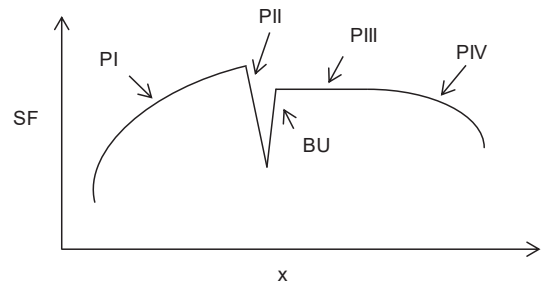


Figure 6: Allures possibles de la Sentry Fonction

Dans le cas du composite Lin/Elium, l'analyse de l'évolution de la Sentry Fonction, présentée en Figure 7Figure 6, apporte ainsi un certain nombre d'informations. Tout d'abord, les variations de la fonction peuvent être séparées en trois zones :

- La zone A, présentant une évolution en « dents de scie » avec une forte décroissance initiale.
- La zone B, présentant une évolution globalement croissante en « dents de scie ».
- La zone C, présentant une évolution décroissante relativement lisse.

Compte tenu des remarques faites au paragraphe 4.3 sur les comportements possibles de la Sentry Fonction, on peut supposer que la zone A correspond à une succession de mécanismes de fissuration convertissant soudainement l'énergie mécanique emmagasinée en énergie acoustique. Ces mécanismes continuent ensuite dans la zone B. Pourtant la Sentry Fonction est globalement croissante, ce qui prouve une prépondérance de l'énergie mécanique devant l'énergie acoustique. Pourtant, le nombre d'événements acoustiques présentés en Figure 5 continue d'augmenter, ce qui laisse supposer une rigidification du matériau. Cette constatation est en accord avec la détection du point d'inflexion repéré sur la courbe d'essai de traction monotone (Figure 1), aux environs de 0.4% de déformation.

Cette rigidification est plus marquée sur la courbe charge-temps (Figure 7) à environ 110-120 secondes, ainsi que sur les phases de chargement des essais quasi-statiques cyclés (Figure 3) lorsque les déformations impliquées par ces cycles deviennent suffisamment importantes. Enfin, sur la zone C, la décroissance très rapide de la Sentry Fonction, amorcée à environ 220s, coïncide bien avec la hausse très marquée du nombre de coup cumulé en fonction du temps présenté en Figure 5. A ce stade, l'énergie acoustique devient prépondérante sur l'énergie mécanique et la Sentry Fonction décroît jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette.

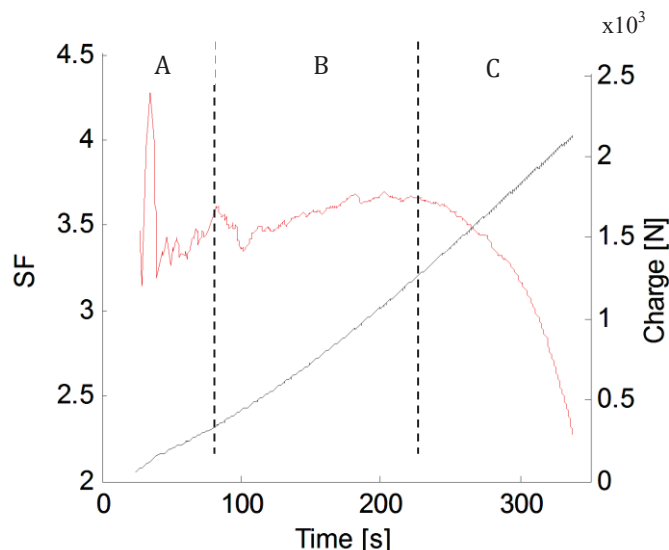


Figure 7 : Evolution de la charge et de la Sentry Fonction par rapport au temps.

4.2 Analyse microscopique de l'endommagement

Afin d'identifier les mécanismes d'endommagement potentiellement à l'origine des non-linéarités décrites précédemment, des analyses microscopiques de différents échantillons ont été réalisées.

Dans un premier temps, des coupes microscopiques d'un échantillon non sollicité en traction (échantillon de référence) a été observée au microscope électronique à balayage (MEB) (Figure 8. a)). On constate une répartition aléatoire des fibres de lin dans la matrice, sans endommagement apparent.

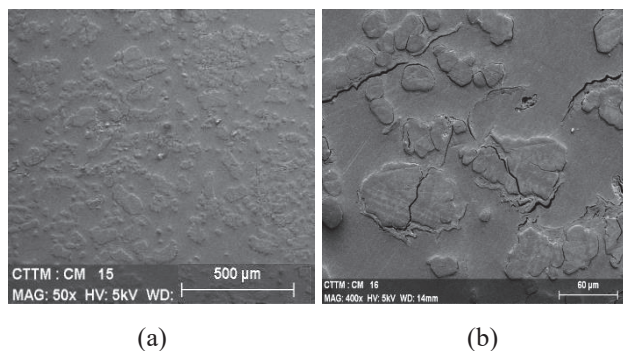


Figure 8 : a) Coupe microscopique de l'échantillon de référence et b) Coupe microscopique de l'échantillon sollicité à 50% de sa charge maximale.

On peut aussi remarquer une certaine hétérogénéité dans la répartition des fibres. Il existe en effet des zones plus riches en fibres qu'en résine. De plus, on distingue des faisceaux de fibres d'environ 50-70µm et des fibres unitaires de 15-20µm.

Dans un second temps, des coupes microscopiques d'un échantillon sollicité à 50% de sa charge maximal ont été réalisés (Figure 8. b). Cette valeur de charge correspond à une déformation d'environ 0.75%. Le « coude » mentionné précédemment a donc été largement dépassé. On constate alors une augmentation importante du nombre de fissures. On remarque entre autre, des fissurations matricielles, des décohésions d'interface fibres/matrice, et des décohésions d'interfaces fibres/fibres au sein des faisceaux. Il est à noter que les fissurations matricielles semblent correspondre à des propagations de décohésions d'interfaces fibres/matrice. D'autre part, ces interfaces semblent avoir été d'avantages endommagées lorsqu'elles impliquent des faisceaux de fibres, plutôt que des fibres unitaires isolées. Enfin, on peut noter des séparations longitudinales des fibres au sein des faisceaux, due à une mauvaise imprégnation à ces endroits, du fait de la densité très importante de fibres unitaires.

Enfin, des analyses microscopiques ont été réalisées sur des profils de rupture d'éprouvette (Figure 9). Sur la Figure 9. a), on peut voir des fibres unitaires rompues. On constate qu'elles ne sont pas ou peu déchaussées, ce qui témoigne d'une interface plutôt bonne entre les fibres unitaires et la matrice. De plus, la Figure 9. b) montre des déchaussements de faisceaux de fibres. Cette constatation confirme la remarque faite précédemment, qui suppose que l'interface fibre/matrice est meilleure lorsqu'elle implique des fibres unitaires que des faisceaux de fibres.

Ces deux types de mécanismes d'endommagement ne sont pas sans conséquences sur le comportement mécanique du matériau. L'apparition des premières ruptures de fibres annonce généralement la rupture imminente de l'éprouvette. L'absence de traces d'endommagement de fibres sur les coupes microscopiques réalisées sur l'échantillon sollicité à 50% de sa charge maximale semble confirmer que ces événements n'apparaissent que peu de temps avant la fin de l'essai. En revanche, la détection d'un grand nombre de décohésions d'interfaces faisceaux de fibres/matrice sur cet échantillon sollicité dans la zone B décrite précédemment permet de supposer que des glissements de fibres « libres » dans la matrice sont possibles dès la fin de la zone B, lorsque le nombre de rupture d'interfaces est suffisant. Par conséquent, les mécanismes de déchaussement, suivis par les ruptures de fibres, ont très probablement lieu dans la zone C, ce qui peut expliquer la diminution de l'énergie mécanique dans cette zone responsable en partie de la décroissance de la Sentry Fonction. D'autre part, la rupture d'une fibre ayant pour conséquence le report instantané des contraintes supportées par celle-ci sur les fibres voisines, l'existence de tels phénomènes dans la zone C peut expliquer la hausse soudaine du nombre d'évènements acoustiques enregistrés, responsable de l'augmentation de la quantité d'énergie acoustique, et donc de la décroissance de la Sentry Fonction.

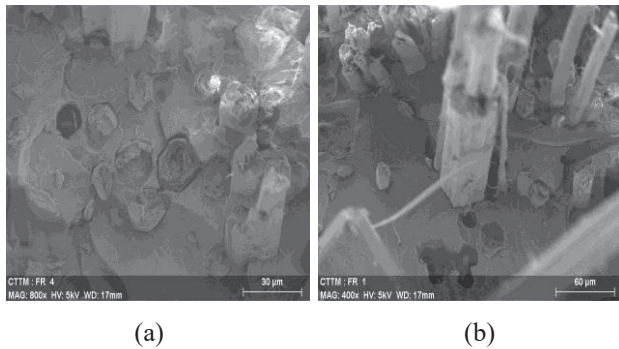


Figure 9 : Analyses MEB d'un front de rupture. a) Rupture de fibres unitaires et b) Déchaussement de faisceau de fibres

5 Discussion

En synthétisant les informations obtenues par analyse du comportement mécanique lors d'essais de traction quasi-statiques monotones et cyclés, par analyse des données d'émission acoustique via les variations de la Sentry Fonction, et par analyse microscopique des profils de rupture, les remarques suivantes peuvent être faites.

Le composite Lin/Elium unidirectionnel présente une première non-linéarité de comportement lors d'un essai de traction pour une valeur de déformation proche de 0.1%, correspondant à une contrainte de 25-30 MPa. Ce « coude » caractéristique des composites UD renforcés de fibres végétales [10], est en partie réversible, car les essais de traction cyclés montrent que chaque phase de chargement débute par une décroissance significative du module tangent. Ce comportement peut s'expliquer en partie par certaines non-linéarités détectables à l'échelle des fibres, notamment la plastification et le fluage de la matrice naturelle constitutive des fibres de lin (constituée de lignine, d'hémicellulose, et de cellulose amorphe), du fait des contraintes de cisaillement induites dans les différents parois de fibres.

De plus, il correspond à l'apparition des premiers mécanismes d'endommagement, à savoir la fissuration matricielle et la décohésion d'interface fibre/matrice, détectés sur les analyses microscopiques au-delà de ce coude. La matrice thermoplastique utilisée plastifie également, comme l'indique l'évolution de la déformation permanente. L'apparition et la propagation de ces multiples fissures expliquent en partie le comportement de la Sentry Fonction sur la zone A.

Par la suite, sur la zone B, l'allure en dents de scie de la Sentry Fonction indique la encore la présence d'évènements de fissuration. Le nombre en hausse d'évènements acoustiques enregistrés (Figure 5), et les caractéristiques communes (au moins en amplitude) de ces évènements (Figure 4), permettent de supposer que la fissuration matricielle et les décohésions d'interfaces continuent d'avoir lieu et/ou de se propager sur la zone B. Pourtant, la Sentry Fonction est globalement croissante sur cette zone, ce qui indique que l'énergie mécanique prend le pas sur l'énergie acoustique, et ce malgré la hausse du nombre d'évènement acoustique. Ce phénomène de rigidification est aussi observable sur les courbes contraintes-déformations obtenu lors des essais cyclés, après un certain nombre de cycle. Deux hypothèses peuvent être formulées pour expliquer ce comportement. D'une part, la décohésion d'une quantité d'interfaces entre faisceaux de fibres et

matrice de plus en plus grande permet petit à petit de donner plus de mobilité aux renforts, permettant ainsi un réalignement macroscopique des faisceaux initialement désalignés. Ce réalignement peut être facilité par le fluage de la matrice thermoplastique, et peut être rendu en partie irréversible par la plastification de celle-ci. D'autre part, les fibres unitaires semblant correctement liées à la matrice, il est possible que soit observable à l'échelle du composite un phénomène connu à l'échelle de la fibre : le redressement des microfibrilles de cellulose sous l'effet d'une contrainte axiale de la fibre [11]. Ce phénomène a été étudié à l'échelle des fibres de lin, mais ne peut être observé à l'échelle du composite que si l'interface entre les fibres et la matrice permet un transfert correct des contraintes.

Enfin, malgré les phénomènes rigidifiant énoncés précédemment, au-delà d'une certaine valeur de déformation, correspondant au début de la zone C, des mécanismes d'endommagement plus dégradant commencent à avoir lieu. Le déchaussement de certains faisceau de fibres, par exemple, permis par une grande quantité de décohésion d'interfaces faisceaux de fibres/matrice. Survient ensuite les premières ruptures de fibres qui ont pour conséquences l'augmentation directe du nombre de tous les autres mécanismes d'endommagement. Petit à petit le composite perd sa capacité à stocker l'énergie mécanique, alors que l'activité acoustique ne cesse d'augmenter, ce qui explique bien la décroissance globale de la Sentry Fonction sur la zone C, jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette.

Afin de confirmer cette analyse, les résultats obtenus ont été comparés à une étude réalisée précédemment [12], dans laquelle les données d'émission acoustique acquises lors d'essais de traction sur le même composite ont été traitées par méthode de classification non supervisée. Différentes éprouvettes ont été testées dans des configurations visant à privilégier certains mécanismes d'endommagement. Par la suite, l'algorithme des k-moyens a été utilisé pour grouper les évènements acoustiques en classes selon leur ressemblance au sens de cinq classificateurs temporels : l'amplitude, le temps de montée, la durée, l'énergie, et le nombre de coup au pic. Les résultats de classification obtenus sont présentés sur la Figure 10, pour le composite lin/Elium unidirectionnel.

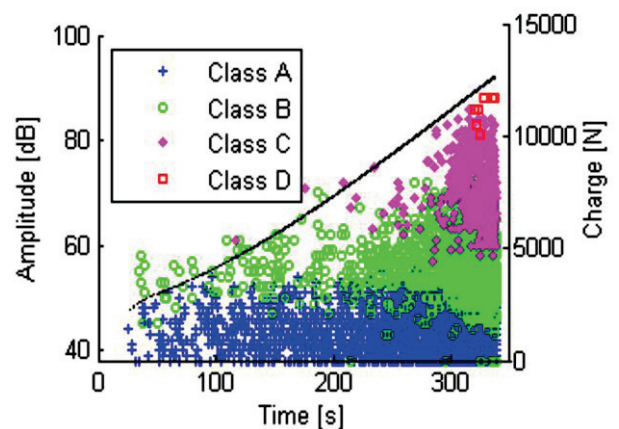


Figure 10 : classification non supervisée des évènements acoustique, d'après [12]

Au cours de cette étude, quatre classes d'évènements acoustiques ont été détectées. Une analyse microscopique des profils de ruptures, ainsi qu'une comparaison des

classes obtenues en termes de dispersion statistique et de propriétés moyennes selon les cinq classificateurs utilisés, a permis d'attribuer les mécanismes d'endommagement suivant aux classes obtenues. La classe A correspond à la fissuration matricielle et à la propagation de ces fissures, la classe B est attribuée aux décohésions d'interfaces fibres/matrice et faisceaux de fibres/matrice, la classe C correspond au déchaussement de fibres et au délaminage (lorsqu'il y en a), et la classe D est attribuée à la rupture des fibres et des faisceaux. Ces résultats sont en accords avec ceux obtenus par analyse du comportement de la Sentry Fonction. On remarque de plus que les classes A et B correspondant respectivement à la fissuration matricielle et à la décohésion d'interface apparaissent simultanément au voisinage du « coude » bien visible sur la courbe de charge. Cette étude confirme aussi que les événements de classes C et D n'apparaissent qu'au niveau de la zone C définit précédemment.

6 Conclusion

Lors de cette étude, des éprouvettes de composite Lin/Elium unidirectionnel ont été testées en traction uniaxiale quasi-statique. Les données d'émission acoustiques ont été analysées au moyen d'une variable globale, appelée Sentry Fonction, permettant de considérer simultanément l'évolution des énergies mécaniques et acoustiques. De plus, des observations microscopiques ont été réalisées sur des sections polies d'éprouvettes saines et partiellement sollicitées, ainsi que sur des profils de rupture.

La confrontation de ces données a permis d'identifier les principaux mécanismes d'endommagement survenant dans ce composite unidirectionnel. Ainsi, l'utilisation de la Sentry Fonction s'est révélée particulièrement efficace pour traiter les données d'émission acoustique sans avoir recours aux algorithmes traditionnels de classification non-supervisée ou supervisée. De surcroît, l'étude de l'apparition et de la propagation de ces mécanismes d'endommagement a permis d'apporter des explications concernant les non-linéarités de comportement en traction propres à cet éco-composite.

Références

- [1] M. Aslan, "Investigation of damage mechanism of flax fibre LPET commingled composites by acoustic emission," *Compos. Part B Eng.*, vol. 54, no. 1, pp. 289–297, 2013.
- [2] A. Bravo, L. Toubal, D. Koffi, and F. Erchiqui, "Characterization of Tensile Damage for a Short Birch Fiber-reinforced Polyethylene Composite with Acoustic Emission," *Int. J. Mater. Sci.*, vol. 3, no. 3, pp. 79–89, 2013.
- [3] I. M. De Rosa, C. Santulli, and F. Sarasini, "Acoustic emission for monitoring the mechanical behaviour of natural fibre composites: A literature review," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 40, no. 9, pp. 1456–1469, 2009.
- [4] El Mahi, A; Ben Salem, I; Assarar, M; Berbaboui, R; Poilâne, C; El Guerjouma, R. "Analyse par émission acoustique de l'endommagement des matériaux éco-composites," in *10ème Congrès Français d'Acoustique*, 2010.
- [5] M. Khalfallah, B. Abbès, F. Abbès, Y. Q. Guo, V. Marcel, a. Duval, F. Vanfleteren, and F. Rousseau, "Innovative flax tapes reinforced Acrodur biocomposites: A new alternative for automotive applications," *Mater. Des.*, vol. 64, pp. 116–126, 2014.
- [6] A. Monti, A. E. L. Mahi, and L. Guillaumat, "Manufacturing and mechanical characterization of a bio-based sandwich structure. From the components to the structure .," in *Journées Nationale des Composites 19*, 2015, pp. 1–11.
- [7] A. Bakhtiary Davijani, M. Hajikhani, and M. Ahmadi, "Acoustic Emission based on sentry function to monitor the initiation of delamination in composite materials," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 5, pp. 3059–3065, 2011.
- [8] Z. Chen, D. Li, Y. Li, and Q. Feng, "Damage analysis of FRP/steel composite plates using acoustic emission," *Pacific Sci. Rev.*, vol. 16, no. May, pp. 112–119, 2015.
- [9] E. Selman, A. Ghiami, and N. Alver, "Study of fracture evolution in FRP-strengthened reinforced concrete beam under cyclic load by acoustic emission technique: An integrated mechanical-acoustic energy approach," *Constr. Build. Mater.*, vol. 95, pp. 832–841, 2015.
- [10] C. Poilâne, Z. E. Cherif, F. Richard, A. Vivet, B. Ben Doudou, and J. Chen, "Polymer reinforced by flax fibres as a viscoelastoplastic material," *Compos. Struct.*, vol. 112, no. 1, pp. 100–112, 2014.
- [11] A. Bourmaud, C. Morvan, A. Bouali, V. Placet, P. Perré, and C. Baley, "Relationships between micro-fibrillar angle, mechanical properties and biochemical composition of flax fibers," *Ind. Crops Prod.*, vol. 44, pp. 343–351, 2013.
- [12] A. Monti, A. El Mahi, Z. Jendli and L. Guillaumat, "Analyse de l' endommagement d' un composite à matrice thermoplastique renforcée de fibres de lin par émission acoustique" in *22ème Congrès Français de Mécanique*, 2015.