HAL
open science

Effet de l'humidité sur le comportement mécanique des composites à fibres de lin

Daniel Scida, Mustapha Assarar, Rezak Ayad, Christophe Poilâne

To cite this version:

Daniel Scida, Mustapha Assarar, Rezak Ayad, Christophe Poilâne. Effet de l'humidité sur le comportement mécanique des composites à fibres de lin. 17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17), Jun 2011, Poitiers-Futuroscope, France. pp.186. hal-00597760

HAL Id: hal-00597760

https://hal.science/hal-00597760v1

Submitted on 1 Jun 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.

Effet de l'humidité sur le comportement mécanique des composites à fibres de lin

Effect of Humidity on mechanical properties of flax fibres reinforced composites

Daniel Scida[1], Mustapha Assarar[1], Rezak Ayad[1] et Christophe Poilâne[2, 3]

1 : Groupe de Recherche en Sciences Pour l'Ingénieur
Université de Reims Champagne-Ardenne – IUT de Troyes 9 rue de Québec BP 396 F - 10026 TROYES CEDEX
e-mail : daniel.scida@univ-reims.fr, mustapha.assarar@univ-reims.fr, rezak.ayad@univ-reims.fr

2 : Université de Caen Basse-Normandie, EA 4257, F - 14032 CAEN
e-mail : christophe-poilane@unicaen.fr

3 : LAUM UMR CNRS 6613, Université du Maine, Av. O. Messiaen, 72085 LE MANS
e-mail : Christophe.Poilane@univ-lemans.fr

Résumé

L'utilisation de matériaux composites à matrice Polyester renforcés par des fibres de verre soulève de plus en plus des questions tant au niveau sanitaire qu'environnementale. Une alternative consiste à développer des composites à fibres végétales avec des propriétés mécaniques élevées et un impact environnementale faible. Pour un meilleur développement de ces composites, il est nécessaire d'avoir une information supplémentaire sur leur durabilité. Ce travail présente les résultats expérimentaux de l'effet du vieillissement en eau des matériaux composites à fibres de lin. L'étude expérimentale a été effectuée sur deux stratifiés (unidirectionnel et sergé). Dans un premier temps, les propriétés mécaniques ont été identifiées en fonction de la durée du vieillissement. Dans la deuxième étape, les effets des interactions entre le vieillissement et les mécanismes d'endommagement ont été étudiés avec les techniques d'émission acoustique.

Abstract

The use of composite materials with matrix Polyester strengthened by fibreglasses raises more and more questions both at the level sanitary and environmental. An alternative consists in developing composites with vegetable fibres with high mechanical properties and low environmental impact. For the development of these composites, it is necessary to have additional information about their durability. This work presents experimental results on the effect of the ageing in water of flax fibres reinforced composites. The experimental study was made on two composites, the first is an unidirectional laminate and the second is a twill-weave. At first, the mechanical properties were identified according to the water immersion duration. In the second stage, the effects of the interactions between the ageing and the mechanisms of damage were studied by using acoustic emission techniques.

Mots Clés : Composites à renforts fibreux, fibre de lin, propriétés mécaniques, vieillissement en eau, émission acoustique
Keywords : Fibre reinforced composites, flax fibre, mechanical properties, water ageing, acoustic emission

1. Introduction

Aujourd'hui, la demande des marchés pour des produits plus respectueux de l'environnement est en forte croissance. Le développement de matériaux composites à base de fibres naturelles présente de nombreux avantages du fait de leur biodégradabilité et de leur faible masse volumique. Les fibres végétales, utilisées comme renfort de matériaux composites, constituent par ailleurs une alternative intéressante aux fibres de verre en raison de leur faible coût. En revanche, ces fibres présentent une non-uniformité dans leurs caractéristiques liée à leur origine (diamètre non constant de la fibre, longueur variable), entraînant le plus souvent une dispersion de leurs propriétés mécaniques [1].
De nombreux travaux ont montré le fort potentiel des composites à fibres végétales, dans des applications nécessitant des propriétés mécaniques élevées [2-3]. En raison de la nature hydrophile de la fibre, l'utilisation des composites à fibres végétales dans des structures extérieures nécessite de connaître leur comportement dans un milieu humide. Certains travaux ont montré que les agro-composites exposés dans un environnement humide voient leurs propriétés élastiques et à la rupture diminuées progressivement lorsque l'eau se diffuse dans le matériau. Cette perte liée directement à l'absorption d'eau a été constatée sur différents agro-composites, comme des composites à base de fibres

de sisal [4], de bambou [5], de chanvre [6] ou de lin [7-10]. L'analyse de ces problèmes de vieillissement environnemental et d'absorption d'humidité est primordial pour le développement des agro-composites. En effet, l'eau agit sur les fibres végétales, à la fois comme agent plastifiant, de gonflement et de dégradation.

L'objectif de ce travail est d'étudier l'influence du vieillissement dans l'eau sur les propriétés mécaniques d'éco-composites à base de résine époxyde et de fibres de lin. Les matériaux utilisés sont des stratifiés élaborés à partir de tissus pré-imprégnés. Deux matériaux ont été étudiés : le premier est un stratifié à fibres quasi-unidirectionnelles et le second est à renfort de type sergé.

2. Procédure expérimentale

2.1 Présentation des matériaux

Les deux matériaux testés sont constitués de fils de lin torsadés et d'une matrice époxyde. Les semi-produits utilisés sont des tissus, pré-imprégnés par la société Lineo NV. Ils possèdent les propriétés suivantes :

	quasi-UD	***sergé***
titrage des fils de chaîne (g/km)	41,6	138,9
titrage des fils de trame (g/km)	27,8	138,9
rapport trame/chaîne	1 / 19	1 / 1
grammage du lin (g/m²)	180	315

Tab. 1. Propriétés des matériaux.

L'élaboration de plaques rectangulaires est effectuée sous presse en moule ouvert (sur les deux petits cotés). L'entrefer du moule est imposé par des cales adaptées. Le rapport nombre de plis / épaisseur des plaques offre ainsi une certaine marge de manœuvre pour régler le taux de fibres, V_f. Le taux de porosité, V_p, est par ailleurs déterminé par mesure et pesée des plaques et par la connaissance de la masse surfacique, ou grammage, des tissus de lin, et des masses volumiques des constituants :

$$V_p = 1 - \frac{m}{Lle\rho_m} + \frac{n\sigma^f}{e}\left(\frac{1}{\rho_m} - \frac{1}{\rho_f}\right) \qquad \text{(Eq. 1)}$$

où m est la masse de la plaque, e, l et L ses dimensions, $\rho_m = 1127\ kg/m^3$ et $\rho_f = 1540\ kg/m^3$ les masses volumiques des constituants, σ^f la masse surfacique d'un pli de lin, et n le nombre de plis.

Les propriétés des plaques sont les suivantes :

	quasi-UD	***sergé***
nombre de plis	11	7
épaisseur (mm)	2,11	2,53
V_f (%)	60,9 ± 11	56,6 ± 7,5
V_m (%)	32,6 ± 11	32,8 ± 6,6
V_p (%)	6,4 ± 8,5	10,6 ± 6,9
ρ (kg/m^3)	1306	1241

Tab. 2. Caractéristiques des plaques.

Il est utile de préciser que le lumen, partie creuse des fibres élémentaires de lin, constitue de 1,5% à 6% du volume des fibres. Bien qu'une partie des fibres soit comprimée dans le stratifié, une partie de la porosité mesurée provient du volume cumulé des lumens.

La cuisson des prépreg est conforme au cycle ci-dessous (Fig. 1).

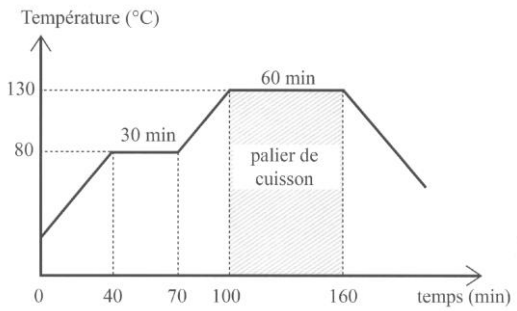


Fig. 1. Cycle de cuisson.

2.2 Absorption d'eau

Dispositif expérimental

Une série d'échantillons a été prélevée dans chacune des plaques de composites afin de mesurer les cinétiques d'absorption d'eau. Le vieillissement choisi est caractérisé par une immersion des échantillons dans de l'eau à température ambiante. Pour suivre la sorption de l'eau dans les composites, la gravimétrie est la méthode généralement utilisée. Elle consiste à suivre l'évolution de masse des échantillons au cours du temps, mesurée à intervalle régulier sur une période totale de 20 jours (480 h).

Au moment de la mesure de masse, les échantillons sont sortis du bain et légèrement essuyés à l'aide d'un papier absorbant pour éliminer la pellicule d'eau présente en surface. Les échantillons sont alors pesés et à nouveau immergés. Une balance (Ohaus Pioneer) dotée d'une précision à 0,1 mg est utilisée pour ces mesures, nécessaires au calcul de la teneur en eau.

Modèle de Fick

Après différentes durées d'immersion, les caractéristiques liées à l'absorption d'eau des composites sont déterminées par le pourcentage en masse d'eau absorbée $\mathrm{M_t}$ défini par l'équation :

$$\mathrm{M_t} = \frac{W_t - W_0}{W_0} \times 100\,(\%) \qquad \text{(Eq. 2)}$$

où W_0 est la masse de l'échantillon non vieilli à t = 0 et W_t est la masse de l'échantillon vieilli à l'instant t.

Différents modèles ont été développés dans le but de décrire le phénomène d'absorption d'eau des composites. Dans le cas d'une plaque plane d'épaisseur h et de dimensions importantes par rapport à celle-ci, la teneur en eau ne varie qu'en fonction de la direction suivant l'épaisseur et le problème devient unidimensionnel. Le modèle de diffusion de Fick, traduisant la prise de masse d'un échantillon due à l'absorption au temps t jusqu'à saturation, s'écrit :

$$\frac{M_t}{M_m} = 1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp\left(\frac{-(2n+1)^2 \pi^2 D t}{h^2} \right) \qquad \text{(Eq. 3)}$$

où M_t est la teneur en eau à l'instant *t*, M_m est la masse maximale en eau à l'équilibre et D est le coefficient de diffusion.

Le coefficient de diffusion D est déterminé par l'équation suivante, dans le cas où les valeurs M_t sont inférieures à 60% de la valeur à saturation M_m :

$$D = \pi \left(\frac{k}{4M_m} \right)^2 \qquad \text{(Eq. 4)}$$

où k est la pente de la partie linéaire de la courbe $M_t = f\left(\sqrt{t}/h\right)$.

De plus, un facteur de correction est nécessaire pour tenir compte des dimensions fines des éprouvettes :

$$D_c = D\left(1+\frac{h}{L}+\frac{h}{w}\right)^{-2} \qquad \text{(Eq. 5)}$$

Où D_c est le coefficient de diffusion transversal corrigé, L et w sont respectivement la longueur et la largeur de l'éprouvette.

2.3 Tests de traction

Afin d'évaluer l'influence du vieillissement sur les propriétés mécaniques, des essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes conformément à la désignation D3410 préconisée par la norme ASTM. La largeur des éprouvettes et la longueur de la partie entre les talons sont de 20 mm et 200 mm respectivement. L'épaisseur dépend du stratifié considéré. Les essais ont été effectués avec une vitesse de 1 mm/min sur une machine hydraulique universelle type INSTRON modèle 3382 de capacité 100 kN. La déformation a été mesurée à l'aide d'un extensomètre dont la base est de 50 mm.

2.4 Emissions acoustiques

Le suivi de l'endommagement est réalisé à l'aide de la mesure d'émission acoustique. Un système d'acquisition de la société Euro Physical Acoustics (EPA) comprenant 2 voies avec une fréquence d'échantillonnage de 5 MHz est utilisé. Ce système est composé d'une carte d'acquisition PCI reliée à un micro-ordinateur. Les signaux d'émission acoustique sont enregistrés par 2 capteurs différentiels piézoélectriques de type Micro-80, de bande passante 100 kHz – 1 MHz et de 10 mm de diamètre, positionnés sur les éprouvettes avec une graisse silicone. Ces signaux sont amplifiés par un préamplificateur avec un gain de 40 dB. Les signaux sont ensuite convertis par la carte PCI, qui les numérise et procède à l'extraction des paramètres d'émission acoustique. Les données de l'émission acoustique sont transmises au micro-ordinateur, permettant l'affichage en temps réel, le stockage et le post-traitement des données. Les principaux paramètres exploitables sont présentés en figure 2.

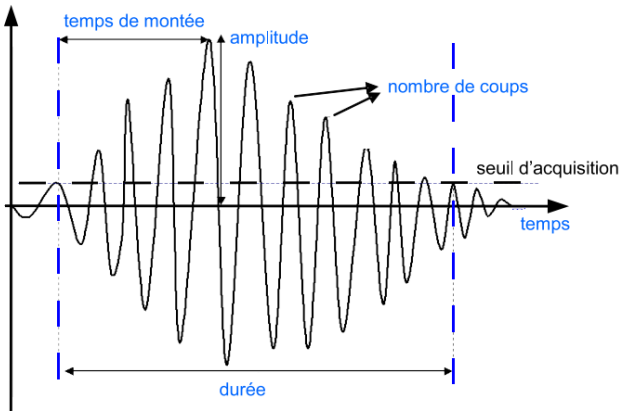


Fig. 2. Principaux paramètres mesurés par le système d'émission acoustique.

3. Résultats et discussion

3.1 Absorption d'eau

La figure 3 présente, pour les deux composites, l'évolution de la quantité d'eau absorbée M (en %) en fonction de la racine carrée du temps divisée par l'épaisseur. La prise en masse à saturation M_m et le coefficient de diffusion D sont indiqués sur le tableau 3.

Les paramètres d'absorption d'eau des deux composites à fibres de lin sont en adéquation avec un comportement de type Fickien, avec une courbe initiale linéaire et la présence ensuite d'un plateau de saturation, comme le montre la figure 3. La courbe en trait plein correspond à la courbe théorique déterminée selon la 2nde loi de diffusion de Fick. Elle est déduite, pour la partie linéaire, du coefficient de diffusion et de l'approximation de Shen et Springer pour la 2nde partie.

Les prises en masse à saturation diffèrent entre les deux composites. Le quasi-UD atteint la saturation à 13,5 % alors que pour le composite à renfort tissé Sergé, elle est de 20,1 %. Le coefficient de diffusion, calculé à partir de l'équation du modèle à une phase, varie également en fonction de la nature du renfort : il est de $13{,}4.10^{-7}$ mm².s^{-1} pour le stratifié unidirectionnel et de $79{,}6.10^{-7}$ mm².s^{-1} pour le Sergé.

Ces résultats montrent que le sergé est plus sensible à l'absorption d'eau que le quasi-UD. Les 4% d'écart mesurés sur le taux de porosités expliquent en partie cette différence. On sait en effet qu'il y a une forte corrélation entre

les propriétés de sorption d'un composite et son taux de cavités [11]. Il est probable de plus que l'aspect bidirectionnel du sergé facilite la sorption de l'eau par rapport au quasi-UD, les échantillons étant de dimension finie. Les différences de masse à saturation et coefficient de diffusion permettent de supposer que le sergé sera plus dégradé par le vieillissement en eau. Ceci devrait avoir des incidences sur les propriétés mécaniques et sur les mécanismes d'endommagement identifiés par émission acoustique.

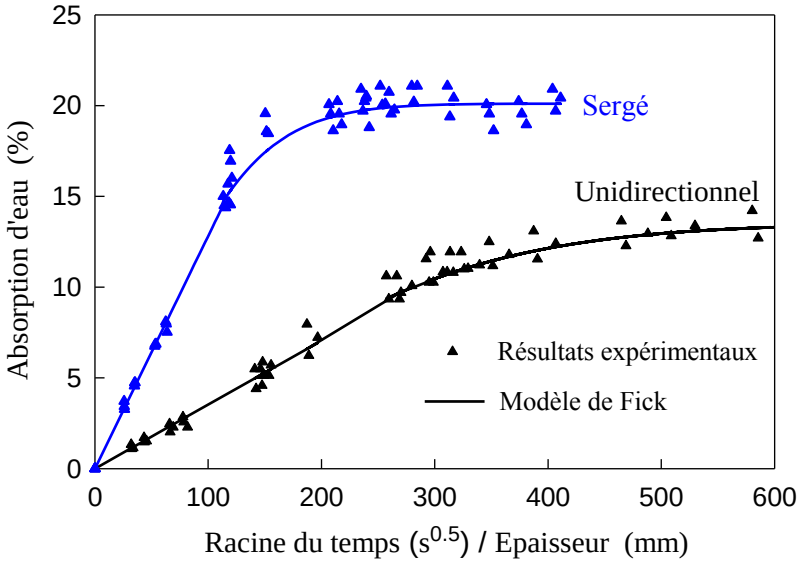


Fig. 3. Cinétique d'absorption d'eau pour le composite unidirectionnel et pour le composite à renfort sergé.

Matériau	M_m $(\%)$	$D*10^{-7}$ (mm^2/s)	D_C*10^{-7} (mm^2/s)
Composite UD à fibres de lin	13.50	13.37	10.51
Composite Sergé à fibres de lin	20.11	79.63	59.65

Tab. 3. Teneur en eau à saturation M_m, coefficient de diffusion D et coefficient de diffusion corrigé D_c.

3.2 Propriétés mécaniques

La figure 4 montre que le comportement du composite à fibres unidirectionnelles présente deux zones linéaires. La première est purement élastique et permet de mesurer le module longitudinal en traction. La seconde zone est visco-élasto-plastique due à la microstructure de la fibre de lin. Pour le composite sergé, nous observons un comportement linéaire ensuite un comportement non linéaire jusqu'à la rupture.

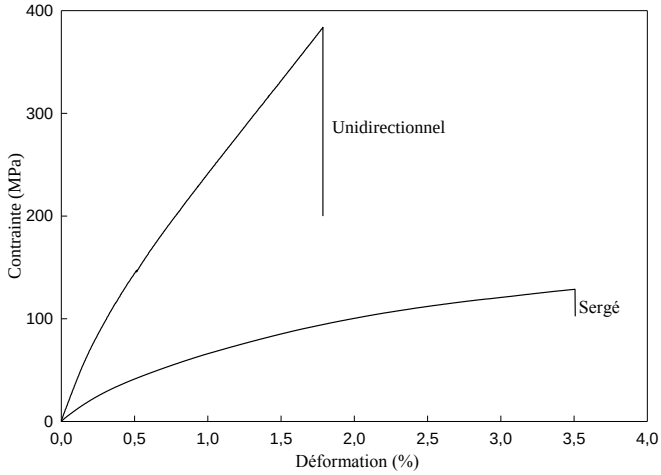


Fig.4. Courbes contrainte-déformation déduites des essais de traction effectués sur les composites.

Afin de comparer les deux matériaux, les résultats ont été « normalisés » ; la figure 5 présente l'évolution du module d'Young longitudinal « normalisé » (rapport entre module à l'instant t sur module à t=0) en fonction du temps d'immersion « normalisé » (rapport temps d'immersion sur temps d'immersion à saturation). Le module d'Young diminue rapidement dès les premiers jours d'immersion, cette diminution devient ensuite progressive lorsque le nombre de jour d'immersion augmente puis le module d'Young normalisé tend vers une valeur limite. Celle-ci peut être expliquée par la saturation en eau des deux matériaux.

Au bout de 20 jours d'immersion dans l'eau, la diminution du module d'Young pour le composite à fibres unidirectionnelles est de l'ordre de 40% alors qu'elle est de l'ordre de 65% pour le composite à renfort sergé. Ces résultats montrent bien que le vieillissement en eau dégrade de manière très significative le module d'Young des deux composites étudiés et que la nature du renfort joue aussi un rôle dans le processus de dégradation.

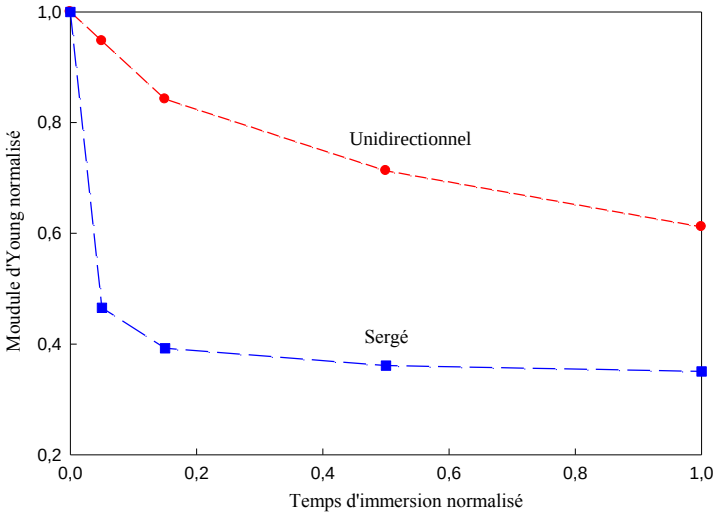


Fig. 5. Evolution du module d'Young longitudinal normalisé en fonction du temps d'immersion normalisé.

Afin d'étudier l'influence de vieillissement hydrique sur la déformation à la rupture des deux matériaux, les résultats ont été « normalisés ». La figure 6 présente l'évolution de la déformation à la rupture « normalisée » (rapport entre la déformation à l'instant t sur déformation à t=0) en fonction du temps d'immersion « normalisé » (rapport temps d'immersion sur temps d'immersion à saturation). La figure montre clairement que, dès les premiers jours d'immersion, la déformation à la rupture augmente rapidement pour le sergé puis atteint une valeur limite qui reste constante avec l'augmentation de la durée d'immersion. La variation de la déformation « normalisée » est moins brutale pour le quasi-UD. Au bout de 20 jours de vieillissement hydrique, l'augmentation de la déformation à la rupture pour le quasi-UD est de l'ordre de 50% alors qu'elle est nettement supérieure pour le sergé (de l'ordre de 150%).

Ces résultats « normalisés » du module d'Young et de la déformation à la rupture montrent que le vieillissement change le comportement mécanique des deux matériaux, en provoquant une diminution de module élastique et une augmentation de la déformation. Ces variations de comportement sont liées au taux de porosité du composite et à la nature du renfort puisque les variations constatées sur le sergé sont plus élevées par rapport au quasi-UD.

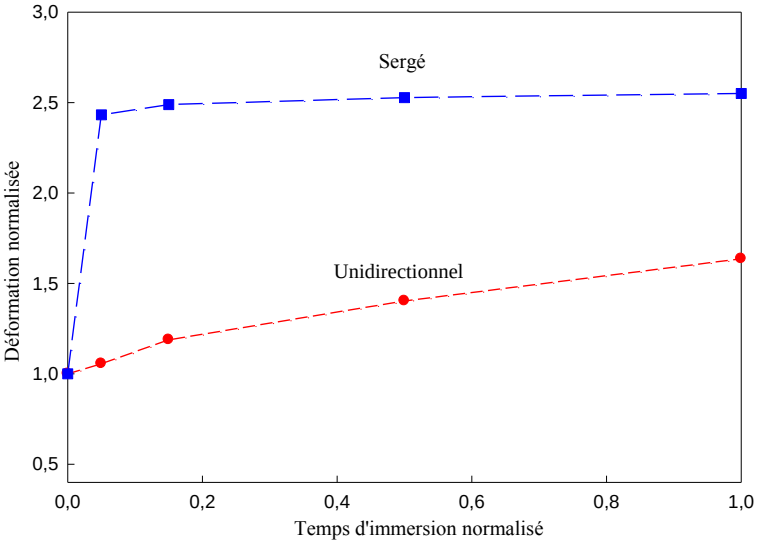


Fig. 6. Évolution de la déformation normalisée en fonction du temps d'immersion normalisé.

3.3 Analyse de l'endommagement par Emission Acoustique

Durant le processus de dégradation des matériaux composites, plusieurs mécanismes d'endommagement à l'échelle microscopique peuvent intervenir selon le type de composite et la direction de sollicitation par rapport à la direction des renforts. Dans le but d'analyser plus en détails ces dégradations, les mécanismes d'endommagement ont été identifiés par la technique de l'émission acoustique. Les signaux collectés lors des essais de traction sont traités par une analyse statistique mutivariable. Cette analyse permet de classifier les signaux, c'est-à-dire de trouver des rapprochements entre des groupes deux signaux dans un espace multidimensionnel en analysant plusieurs paramètres à la fois. Les paramètres qui servent généralement à la classification sont ceux issus de l'étude temporelle: amplitude maximale du signal, énergie, durée, nombre de coups (nombre de franchissements de seuil par le signal sur toute sa durée), temps de montée (temps qui sépare le premier dépassement de seuil et l'amplitude crête du signal). La plupart de ces paramètres sont définis en fonction du choix d'un seuil lors de l'acquisition permettant de sélectionner les parties du signal ultrasonore correspondant à des salves d'émission acoustique.

Dans nos essais, l'analyse multivariable a permis d'identifier trois mécanismes d'endommagement à partir de leur signature acoustique (figures 7 et 8) :

1- la fissuration de la matrice (caractérisée par des signaux de classe 1)
2- la décohésion interfaciale fibres-matrice (signaux de classe 2)
3- la rupture de fibres (signaux de classe 3).

Les résultats obtenus à partir de la classification sont reportés sur les figures 7 et 8. Elles représentent la distribution en amplitude des signaux d'EA et le nombre de salves cumulées en fonction du temps de l'essai de statique et pour des différents nombres de jours d'immersion (Non vieilli, 3 jours et 20 jours).

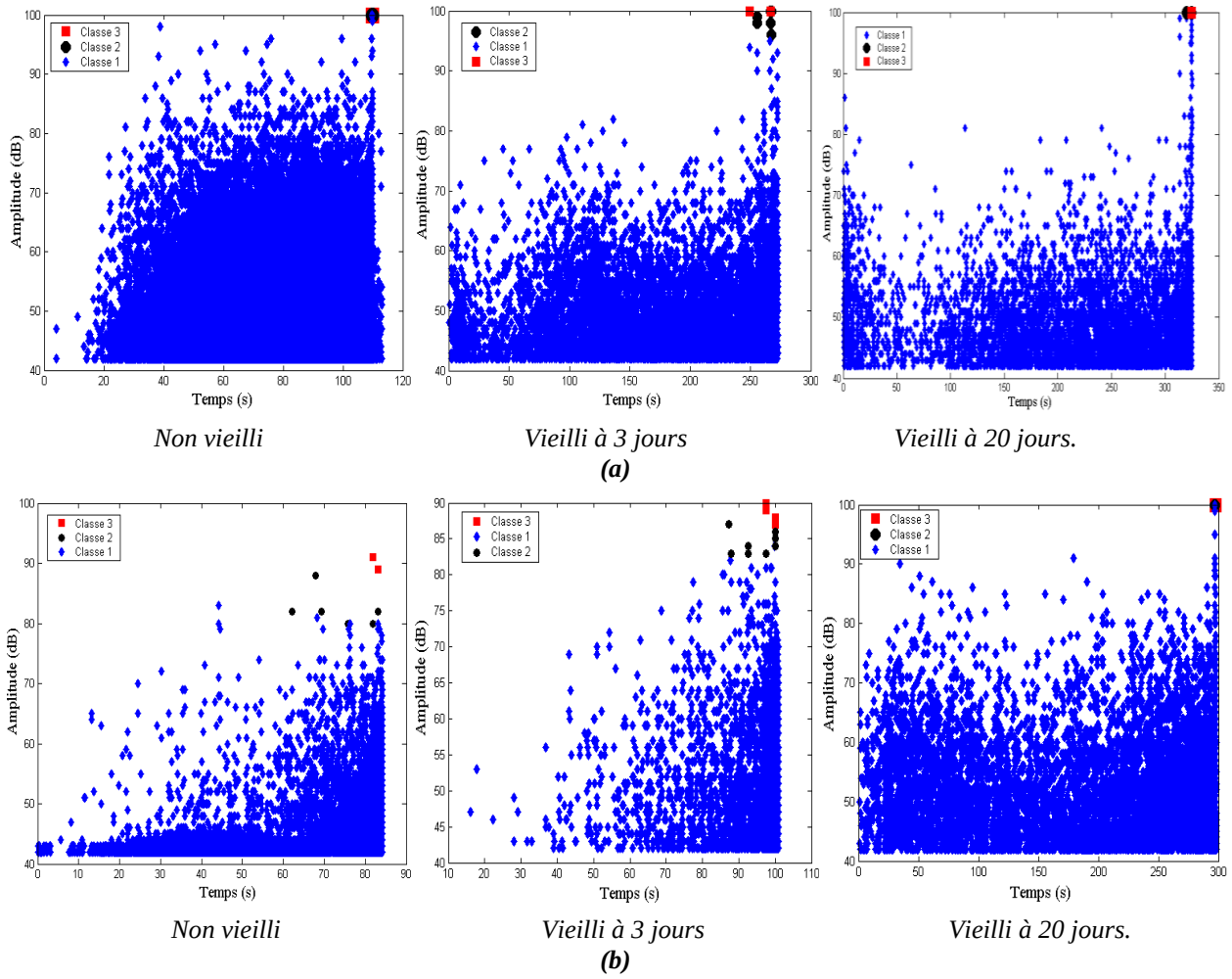
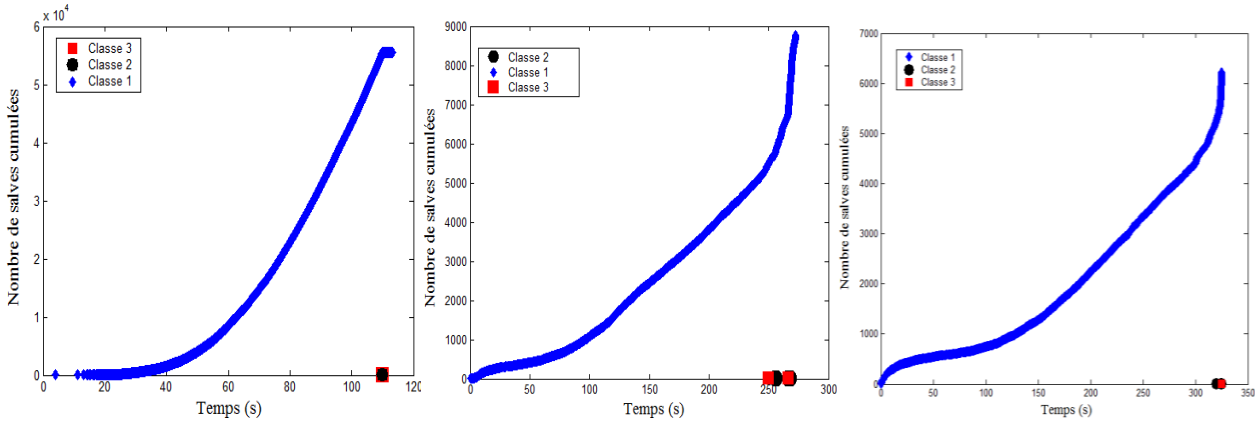


Fig. 7. Distribution en amplitude des signaux d'EA en fonction du temps a) composite sergé, b) composite unidirectionnel

La figure 7 montre que l'endommagement des deux matériaux, non vieillis et vieillis, est principalement lié à la fissuration matricielle (classe 1). La décohésion interfaciale et la rupture de fibres (respectivement classes 2 et 3) apparaissent vers la fin de l'essai de traction, pour des amplitudes comprises entre 80 et 100 dB. Les matériaux non vieillis présentent des distributions principalement localisées entre 40 et 45dB pour le quasi-UD et entre 40 et 60 dB

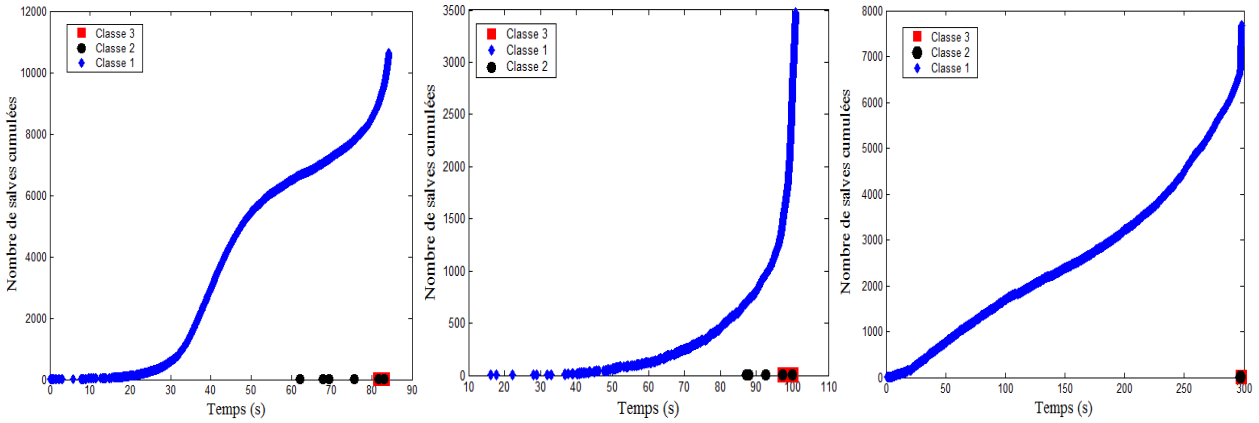
pour le sergé. Lorsque la durée d'immersion augmente, la distribution des amplitudes devient plus uniforme, avec l'apparition de signaux d'amplitude plus élevé dès le début de l'essai.

Pour mieux illustrer la chronologie des mécanismes d'endommagement, nous avons présenté sur la figure 8 le nombre de salves cumulées en fonction de la durée de l'essai des deux matériaux, non vieillis, vieillis à 3 jours et à 20 jours. Nous constatons que le nombre d'évènements diminue avec le vieillissement, ce qui signifie que les deux composites sont endommagés par l'absorption d'eau. Concernant les matériaux non vieillis, les résultats montrent que l'activité acoustique des signaux de classe 1 démarre d'une manière très progressive pendant le premier tiers de l'essai, puis s'accélère brutalement jusqu'à la rupture. Lorsque le gain de masse atteint la saturation (sergé vieilli à 3 et 20 jours, quasi-UD vieilli à 20 jours), l'activité acoustique démarre dès le début de l'essai. Des écarts entre les deux matériaux sont observés concernant les signaux de classe 2. Pour le quasi-UD non vieilli, ils se manifestent à partir des deux tiers de l'essai. Ensuite, lorsque la durée d'immersion augmente, les points caractéristiques de l'émission de ces signaux se décalent vers la fin de l'essai et la rupture. Ces décalages avec le vieillissement peuvent s'expliquer par une dégradation par l'eau de l'interface fibre/matrice du quasi-UD et par une plastification de la fibre. Le sergé est moins sensible à ces phénomènes car les fibres sont initialement moins tendue (effet embuvage). Les signaux de classe 3 apparaissent uniquement à la rupture quel que soit le matériau et son degré de vieillissement. Pour mieux comprendre l'évolution de l'endommagement, nous avons illustré sur la figure 9 le nombre de salves cumulées en fonction de σ/σ_{max} (contrainte divisée par la contrainte maximale). Les courbes des matériaux non vieillis indiquent que l'endommagement s'initie à partir de 50% de la contrainte maximale pour le composite sergé et à partir de 30% pour le composite unidirectionnel. Concernant les matériaux vieillis pendant 20 jours d'immersion, l'endommagement est localisé dès le début de l'essai et progresse de manière quasi-linéaire jusqu'à la rupture.



Non vieilli *Vieilli à 3 jours* *Vieilli à 20 jours.*

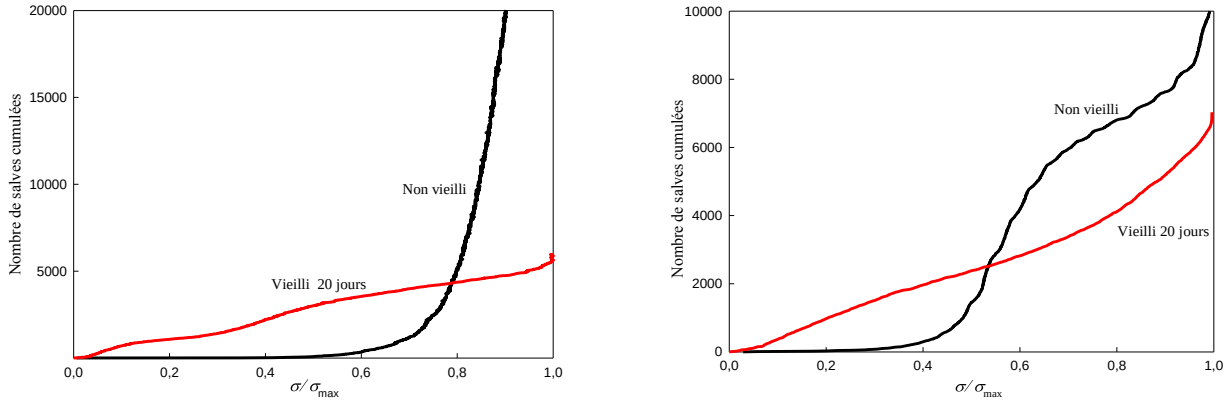
(a)



Non vieilli *Vieilli à 3 jours* *Vieilli à 20 jours.*

(b)

Fig. 8. Nombre de salves cumulées en fonction du temps
a) composite sergé, b) composite unidirectionnel



(a) *(b)*

Fig. 9. Évolution du nombre de salves cumulées en fonction de σ/σ_{max} *: a) composite sergé, b) composite UD*

4. Conclusion

L'effet d'un vieillissement hydrique sur les propriétés mécaniques a été étudié pour deux types de composites élaborés à partir de pré-imprégnés à fibres de lin. Les résultats montrent que le vieillissement change le comportement mécanique des deux matériaux, en provoquant une diminution de module élastique et une augmentation de la déformation lorsque l'eau se diffuse dans le matériau. Ces variations de comportement sont également liées à la nature du renfort puisque les variations constatées sur le composite à renfort sergé sont plus élevées par rapport au composite unidirectionnel.
Les relevés d'émission acoustique lors des tests de traction sur matériau non vieilli et vieilli ont permis de décrire de manière quantitative les mécanismes d'endommagement.

Références

[1] C. Baley, « Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase ». Compos Part A, 33, pp. 939–948, 2002.
[2] R. Heijenrath, T. Peijs « Natural fiber mat reinforced thermoplastic composite based on flax fibers and polypropylene ». Advanced composites letters, vol: 5, n °3, pp. 81-85, 1996.
[3] G. Marsh, « Next step for automotive materials ». *Materials today*, vol. 6, n °4, pp. 36-43, 2003.
[4] CPL. Chow, XS. Xing, RKY. Li « Moisture absorption studies of sisal fibre reinforced polypropylene composites ». *Compos Sci Technol*, 67, pp. 306–13, 2007.
[5] H. Chen, M. Miao, X.Ding, « Influence of moisture absorption on the interfacial strength of bamboo/vinyl ester composites ». *Compos Part A*, 40, pp. 2013–9, 2009.
[6] V. Placet, « Influence de traitements hygrothermiques sur les propriétés mécaniques de composites à fibres végétales ». *AMAC Journées Nationales Composites 16 (Toulouse)*, 2009.
[7] A. Le Duigou, P. Davies, C. Baley, « Seawater ageing of flax/poly (lactic acid) biocomposites ». *Polym Degrad Stab*, 94, pp. 1151–62, 2009.
[8] A. Arbelaiz, B. Fernández, JA. Ramos, A. Retegi, R. Llano-Ponte, I. Mondragon, « Mechanical properties of short flax–fibre bundle/polypropylene composites: influence of matrix/fibre modification, fibre content, water uptake and recycling ». *Compos Sci Technol*, 65, pp. 1582–92, 2005.
[9] M. Assarar, D. Scida, A. El Mahi, C. Poilâne, R. Ayad, « Influence of water ageing on mechanical properties and damage events of two reinforced composite materials: Flax–fibres and glass–fibres ». *Materials and Design*, 32, pp. 788–795, 2011.
[10] S. Alix, E. Philippe, A. Bessadok, L. Lebrun, C. Morvan, S. Marais, « Effect of chemical treatments on water sorption and mechanical properties of flax–fibres ». *Bioresour Technol*, 100, pp. 4742–9, 2009.
[11] V. Hancco, C. Poilâne, J. Chen, « Composite lin / époxy : optimisation par plan d'expériences », Compte rendu des JNC17, Poitier, 2011.