



**HAL**  
open science

## Comportement en fatigue des composites en lin/époxy

S. Liang, P. B. Gning, L. Guillaumat

► **To cite this version:**

S. Liang, P. B. Gning, L. Guillaumat. Comportement en fatigue des composites en lin/époxy. 17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17), Jun 2011, Poitiers-Futuroscope, France. pp.75. hal-00598008

**HAL Id: hal-00598008**

**<https://hal.science/hal-00598008>**

Submitted on 3 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.

# Comportement en fatigue des composites en lin/époxy

## *Fatigue behavior of flax/epoxy composites*

S. LIANG<sup>1</sup>, P. B. GNING<sup>1</sup>, L. GUILLAUMAT<sup>2</sup>

1 : DRIVE-ISAT

Université de Bourgogne - F - 58027 Nevers CEDEX

2 : ENSAM – F- 49035 Angers CEDEX

e-mail : shaoxiong.liang@u-bourgogne.fr, papa-birame.gning@u-bourgogne.fr, laurent.guillaumat@ensam.eu

### Résumé

Le travail présenté s'intéresse à la caractérisation des propriétés mécaniques quasi-statiques et en fatigue d'un composite stratifié en lin/époxy. Les éprouvettes fabriquées par thermocompression ont des séquences d'empilement de 0/90° et ±45° pour les essais de traction uniaxiale et cisaillement plan respectivement. Les essais quasi-statiques révèlent une variabilité des propriétés mécaniques de l'ordre de 10%. Les essais de fatigue en traction et en cisaillement plan ont été réalisés pour des niveaux de contraintes compris entre 40 et 80% des valeurs ultimes du composite (US). L'étude des boucles d'hystérésis a mis en évidence une plastification plus importante en cisaillement qu'en traction. On note une perte de 15 à 20% du module en cisaillement tandis qu'on observe un raidissement des éprouvettes en traction autour de 3%.

### Abstract

The present work focuses on the characterization of quasi-static mechanical and fatigue properties of a flax/epoxy composite laminate. Specimens with 0/90° and ±45° stacking sequences for uniaxial tensile and in-plane shear tests respectively, were fabricated by thermo-compression process. The quasi-static tensile and shear tests revealed a scattering of the results of around 10%. Fatigue tests in tensile and shear loadings were carried out with stress levels between 40 to 80% of the Ultimate Stresses (US) of the composite. The study of the hysteresis loops showed a more important plasticization in shear cases than tensile ones. A loss of 15 to 20% of the shear modulus is noticed while a stiffening of around 3% of the specimens happens in tensile fatigue.

**Mots Clés :** fibres naturelles, lin, stratifié, fatigue, quasi-statique

**Keywords :** natural fibers, flax, laminate, fatigue, quasi-static

## 1. Introduction

Les matériaux composites renforcés par des fibres synthétiques, particulièrement, celles de verre, sont actuellement largement utilisées dans la production de pièces composites à grande diffusion. Cependant, leur utilisation soulève de plus en plus de questions tant du point de vue sanitaire qu'environnemental [1]. La consommation d'énergie pendant la production de ces fibres est élevée et est associée à l'émission de Composés Organiques Volatils (COV) nocifs lors de leur mise en œuvre. Il n'existe actuellement aucune solution économiquement viable pour le retraitement des composites renforcés de fibres traditionnelles en fin de vie, sans transfert de pollution. Une alternative consiste alors à utiliser les fibres naturelles, qui sont issues de ressources renouvelables, biocompostables en fin de vie, et donc plus respectueuses de l'environnement. Ainsi, en remplaçant les fibres synthétiques par des fibres végétales, il est possible de réduire l'impact environnemental des renforts.

Les fibres naturelles offrent des perspectives prometteuses grâce à leurs propriétés spécifiques intéressantes, en raison de leur faible densité, mais aussi à leur biodégradabilité. A cet effet, Le Duigou et al. ainsi que Bourmaud et al. [3, 4] ont mis en évidence la bonne tenue mécanique des composites renforcés de fibres végétales, même après plusieurs recyclages. En raison des normes environnementales qui deviennent de plus en plus sévères, on assiste à

l'émergence d'éco-matériaux à base des fibres naturelles telles que le lin, bambou, chanvre, sisal, jute,....

Les essais de fatigue sur des fibres végétales élémentaires ont été préalablement étudiés par certains auteurs. Notamment, Placet [5] observe une augmentation de l'ordre de 60% de la rigidité des fibres élémentaires de chanvre soumises à des chargements cycliques. Silva et al. [6] ont remarqué le raidissement de la fibre de sisal en fatigue uniaxiale. Baley [7] ainsi que Charlet et al. [8] ont montré que la fibre de lin augmente plus de largement du module pendant essais de traction monotone.

Récemment, d'autres études se sont intéressées à la fatigue des composites à renforts de fibres végétales. En effet, Gassan [9] a identifié l'influence du type de renfort (lin, jute), présentant une structure unidirectionnelle (UD) ou tissée et des paramètres de fabrication, sur la capacité d'amortissement des biocomposites. Silva et al. [10] ont investigué le comportement en fatigue sous une traction uniaxiale, de composites en ciment, renforcés par des fibres UD de sisal. Les auteurs remarquent qu'en deçà d'un certain niveau de contrainte, les éprouvettes sont considérées durantes. Cependant l'étude montre que le module d'Young diminue avec le nombre de cycle. Thwe et Liao [11] ont présenté l'influence du vieillissement et de la fatigue sur le comportement à rupture de composites bi-composants à renforts de fibres courtes de bambou et de verre. Les résultats mettent en exergue une perte de module et de résistance dépendant à la durée et la température du vieillissement. Towo et Ansell [12, 13] ont étudié l'effet du traitement chimique de fibres longues de sisal imprégnés dans une résine époxy et polyester respectivement. Ils observent que le traitement améliore légèrement le comportement en fatigue. Les températures de transition vitreuse des composites à base de fibres traitées restent stables après essais de fatigue, tandis que celles des composites à renforts non traités présentent une baisse. Les auteurs remarquent que les modules des composites UD augmentent légèrement en fin d'essai de fatigue traction-traction par rapport aux premiers cycles.

Malgré l'intérêt croissant porté sur les matériaux biosourcés, il apparaît néanmoins, que peu de travaux se sont intéressés au comportement en fatigue des biocomposites renforcés de fibres longues de lin. Dans ce cadre, cette présente étude traite de la fatigue des composites en lin/époxy. Elle présente d'abord la caractérisation quasi-statique d'un stratifié en lin/époxy, avant de décrire et d'évaluer l'aptitude du composite à subir des sollicitations de fatigue en traction et cisaillement plan.

## **2. Matériaux et méthodes d'essais**

### **2.1 Elaboration des éprouvettes**

Le composite étudié est un stratifié à fibres de lin et d'une matrice époxy. Le renfort est un tissu de lin haut module fourni par CRST. Il s'agit de la variété Hermès cultivée dans le nord de la France. Le tissu équilibré se compose de deux couches de fibres unidirectionnelles identiques orientées perpendiculairement l'une par rapport à l'autre. Celles-ci sont liées par un fil de couture en coton. La masse surfacique du tissu est de  $235 \pm 16$  g/m<sup>2</sup> comprenant 2 g/m<sup>2</sup> du fils de piquage. La matrice est constituée d'un mélange de résine époxy SR8200 et d'un durcisseur SR8205 fourni par SICOMIN.

Lors de l'élaboration, les plis sont d'abord imprégnés de résine, puis empilés manuellement et introduit dans le moule d'une presse chauffante. Les plaques composites sont fabriquées par thermo-compression. Partant de la température ambiante, l'empilement est chauffé à la vitesse de 2 °C/min jusqu'à 60 °C. A ce stade, la température est maintenue constante pendant 8 heures sous une pression de 7 bar. Le refroidissement après cuisson est réalisé à température ambiante. Deux stratifications, [0/90]<sub>3S</sub> et [±45]<sub>3S</sub>, sont réalisées pour les essais de traction uniaxiale et de cisaillement plan respectivement.

Le taux de fibre est calculé selon la norme ASTM [14] en utilisant la relation (Eq. 1).  $n$  est le nombre de plis,  $m_s$  la masse surfacique de tissus,  $\rho_f$  la masse volumique de fibre et  $h$

l'épaisseur de la plaque. Les mesures indiquent un taux de fibre de  $43,5 \pm 1,4\%$  sachant que  $\rho_f = 1\,500\text{ kg/m}^3$ .

$$V_f = n \times m_s / (\rho_f \times h) \quad (\text{Eq. 1})$$

## 2.2 Essais quasi-statiques

Les essais quasi-statiques en traction et cisaillement plan effectués sont décrits par les normes [15, 16]. Ils sont réalisés sur une machine servo-hydraulique MTS 809 à mors auto-serrants et avec une vitesse de déplacement de la traverse de 2 mm/min. Les éprouvettes rectangulaires de 250 mm de long, 25 mm de large et 2,2 mm d'épais sont équipées de talons en aluminium de même largeur avec 50 mm de hauteur, et sont instrumentées avec des jauges de déformation. Cinq (5) éprouvettes de par type d'essai sont testées dans une enceinte thermique dont la température est régulée à 23 °C, l'hygrométrie n'est pas contrôlée. Les essais de cisaillement dans les directions 12 sont traités en utilisant les équations (Eq. 2).  $\tau_{12}$ ,  $\gamma_{12}$ ,  $F$ ,  $b$  et  $h$  représentent respectivement la contrainte, la déformation de cisaillement, la force appliquée, la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette.  $\varepsilon_x$  et  $\varepsilon_y$  sont les déformations longitudinale et transversale de l'éprouvette.

$$\tau_{12} = F / (2bh) \quad ; \quad \gamma_{12} = \varepsilon_x - \varepsilon_y \quad (\text{Eq. 2})$$

## 2.3 Essais de fatigue

Les essais de fatigue en traction et cisaillement se basant sur la norme ISO 13003 [17], ont été réalisés sur des éprouvettes et des conditions identiques à celles décrites précédemment. La déformation des éprouvettes est le rapport entre le déplacement de la traverse mobile et leur longueur libre initiale, hors talons, de 150 mm. Le rapport de charge est fixé à 0,1 avec une fréquence d'essai de 5 Hz, déterminée par des préliminaires de suivi en température des éprouvettes. 5 niveaux de charges compris entre 40 et 80% de la contrainte ultime (US) identifiée par essais quasi-statiques, sont choisis. Un minimum de 5 éprouvettes est testé par niveau de charge.

## 3. Résultats et discussion

### 3.1 Comportement quasi-statique

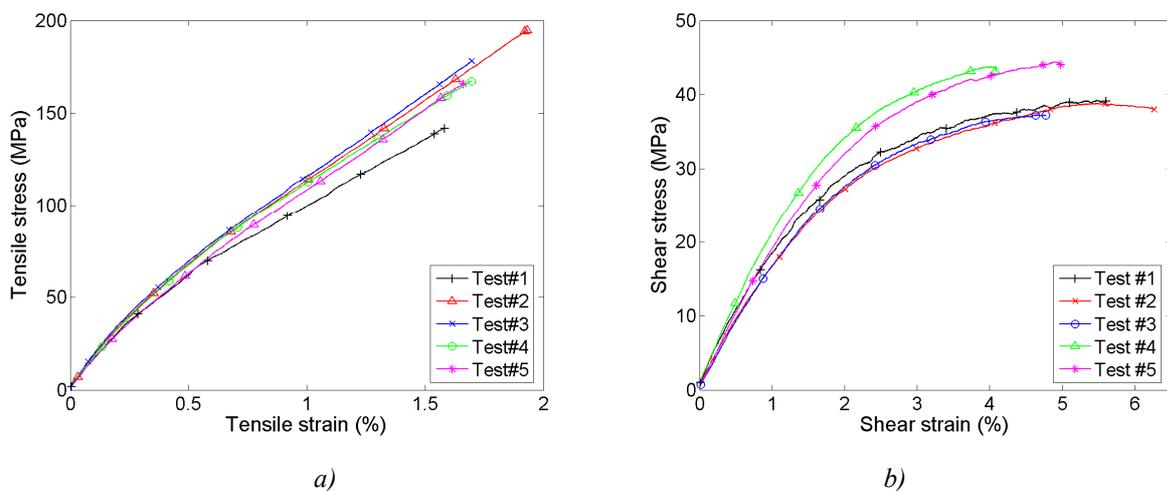


Fig. 1. Comportement en traction a) et en cisaillement plan b) du composite lin/époxy.

La Figure 1 présente le comportement en traction uniaxiale et en cisaillement plan du composite en lin/époxy étudié. On observe que les courbes de traction (Fig. 1a) se composent de

deux parties linéaires. Le module d'Young est calculé sur la première partie de la réponse. Cependant la deuxième linéarité représente le comportement jusqu'à rupture. Ce phénomène typique sur les composites renforcés par des fibres longues de lin est aussi observé par Assarar et al. [18]. Le faisceau des 5 courbes indique une bonne répétabilité de l'essai.

Le comportement en cisaillement plan est non linéaire jusqu'à rupture. Les courbes présentées dans la Figure 1b sont arrêtées à la saturation des jauges de déformation, avant la rupture finale qui survient autour de 6% de déformation. La nonlinéarité du comportement est imputée à l'endommagement de la matrice.

La Figure 2 présente les faciès de rupture d'éprouvettes chargées en traction et cisaillement. On observe une rupture nette en traction (Fig. 2a). La fissure traverse l'éprouvette perpendiculairement à l'axe de chargement. Le mode de défaillance principal est une rupture des renforts. La rupture des éprouvettes en cisaillement se produit suivant les directions d'orientation des fibres (Fig. 2b). Le mode d'endommagement est la rupture des fibres et de la matrice. Aucun délaminage n'a été observé dans les deux types d'essais. La phénoménologie de la rupture en cisaillement plan du composites à renforts de fibres de lin est différente de celle du verre, décrite dans [19]. En effet, Zhou et al. indiquent que le délaminage et la rupture de la matrice prédominent en cisaillement, sans rupture de fibres. Cette différence peut s'expliquer par la faiblesse du ratio des propriétés à rupture des renforts par rapport à celle de la résine, sachant que le lin est intrinsèquement moins résistant que le verre [7].

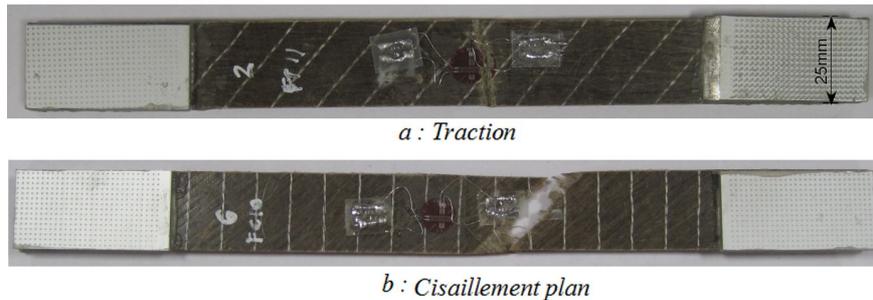


Fig.2. Faciès de rupture.

Les propriétés mécaniques quasi-statiques mesurées sont détaillées dans le Tableau 1. Les coefficients de variation sont donnés entre parenthèses. La déformation maximale en cisaillement ( $\gamma_{12\max}$ ) est estimée par une corrélation des données de jauges avec le déplacement de la traverse. En accord avec la norme [16], la contrainte de cisaillement maximale ( $\tau_{12(\gamma=5\%)}$ ) considérée est la celle correspondant à la déformation de cisaillement égale à 5%. A quelques exceptions près, on remarque que la variation des propriétés quasi-statiques se situe autour de 10%. Cette variabilité est très inférieure à celle des fibres élémentaires de lin qui est située entre 25 et 45% par Baley [7].

$E$ (GPa)	$G_{12}$ (GPa)	$\nu_{12}$	$\sigma_{\max}$ (MPa)	$\tau_{12(\gamma=5\%)}$ (MPa)	$\varepsilon_{\max}$ (%)	$\gamma_{12\max}$ (%)
14,6 (4,2%)	1,87 (8,1%)	0,21 (20%)	170 (10%)	41,2 (6,5%)	1,72 (7,6%)	6,23 (17%)

Tab. 1. Propriétés mécaniques quasi-statiques de lin/époxy [0/90]<sub>3S</sub>.

Cela peut s'expliquer par l'effet de moyenne dans le composite. En effet, sous chargement mécanique, la réponse de l'ensemble des renforts crée un effet de compensation des disparités entre fibres. Il en résulte une dispersion à l'échelle du stratifié moins importante. La variabilité des propriétés du composite lin/époxy est cohérente avec celle du verre/polyester qui se situe entre 4 et 8% selon [19]. Les coefficients de variation du coefficient de Poisson ( $\nu_{12}$ ) et de la déformation maximale ( $\gamma_{12\max}$ ) sont également comparables aux valeurs tirées de la même référence (24 et 15%).

## 3.2 Comportement en fatigue

### 3.2.1 Courbes S-N-P

La fréquence de chargement des essais de fatigue en traction et en cisaillement a été étudiée afin d'assurer le meilleur compromis entre l'échauffement des éprouvettes, inhérent à la fatigue et la durée des essais. En effet, la norme [17] impose une élévation de température inférieure à 10 °C au cours de l'essai de fatigue. L'étude montre que la fréquence de 5 Hz satisfait à cette exigence, sauf pour les éprouvettes chargées à 80% US en cisaillement plan dont l'échauffement est de 15°C. Cependant, les essais réalisés à 1 Hz qui provoquent un échauffement de 7 °C, donnent des résultats cohérents avec ceux à 5 Hz. Le comportement en fatigue en traction et cisaillement est présenté dans la Figure 3.

Le critère d'arrêt est la rupture d'éprouvette ou une durée de vie supérieure à  $2 \times 10^6$  cycles. On remarque que les éprouvettes à  $[\pm 45]_{3S}$  soumises à 50% US ne rompent pas. Elles sont représentées par des points avec les flèches dans la Figure 3b. Le modèle de Wöhler (Eq. 3) a été utilisé afin de déterminer les courbes S-N.  $N$  représente le nombre de cycles à rupture,  $A$  et  $B$  sont les paramètres intrinsèques du matériau,  $\sigma$  est la contrainte maximale appliquée. Le comportement linéaire identifié est similaire à celui présenté par les matériaux composites traditionnels [5] ou renforcé de sisal [12, 13]. Ce modèle semble suffisant pour décrire le comportement en fatigue du composite étudié.

$$Lg(N) = A - B\sigma \quad (\text{Eq. 3})$$

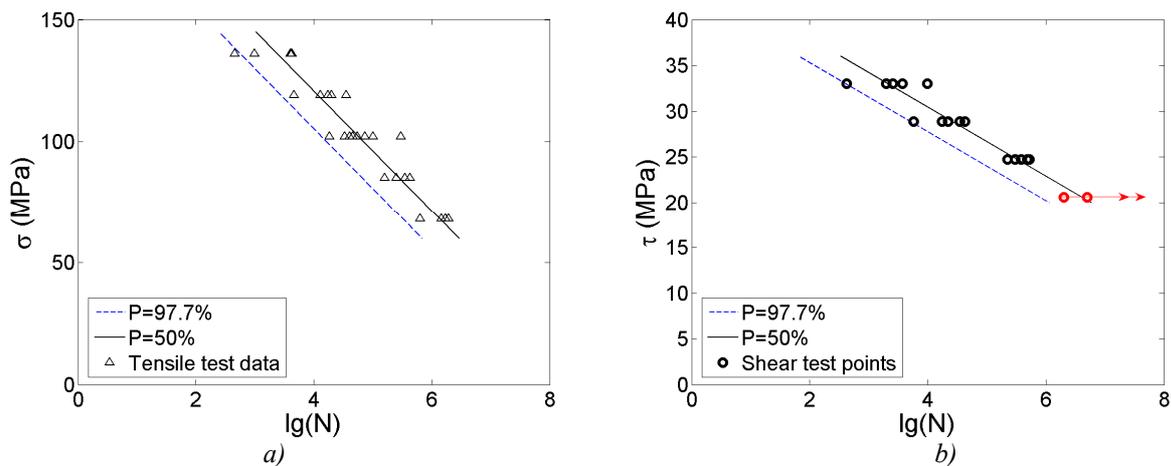


Fig. 3. Courbes de fatigue probabilisées en traction a) et cisaillement b).  $P$  : niveau de confiance.

En effet, la courbe de Wöhler correspond à un niveau de confiance de 50%. L'équation 4 permet d'estimer le niveau de confiance en intégrant le nombre ( $C$ ), représentatif de la probabilité de survie ( $P$ ) et l'écart-type ( $s$ ). Ainsi, les courbes de confiance à  $P = 97,7\%$ , qui correspondent à  $C = 2$ , sont tracées dans la Figure 3.

$$Lg(N) = A - B\sigma + Cs \quad (\text{Eq. 4})$$

### 3.2.2 Plastification du composite

En traçant les courbes de contrainte en fonction de la déformation, on obtient les boucles d'hystérésis. Il est possible d'observer que celles-ci se déplacent vers des déformations croissantes au fur et à mesure de l'essai, en traction comme en cisaillement (Fig. 4). Les déformations correspondant aux chargements minimum et maximum des boucles croissent avec le nombre de cycles, quelque soit le type d'éprouvette ( $[0/90]_{3S}$  et  $[\pm 45]_{3S}$ ) (Fig. 5). Dans la suite de l'étude, seule

l'évolution des déformations minimales (résiduelles) est discutée, sachant que les tendances sont identiques pour les deux déformations extrêmes.

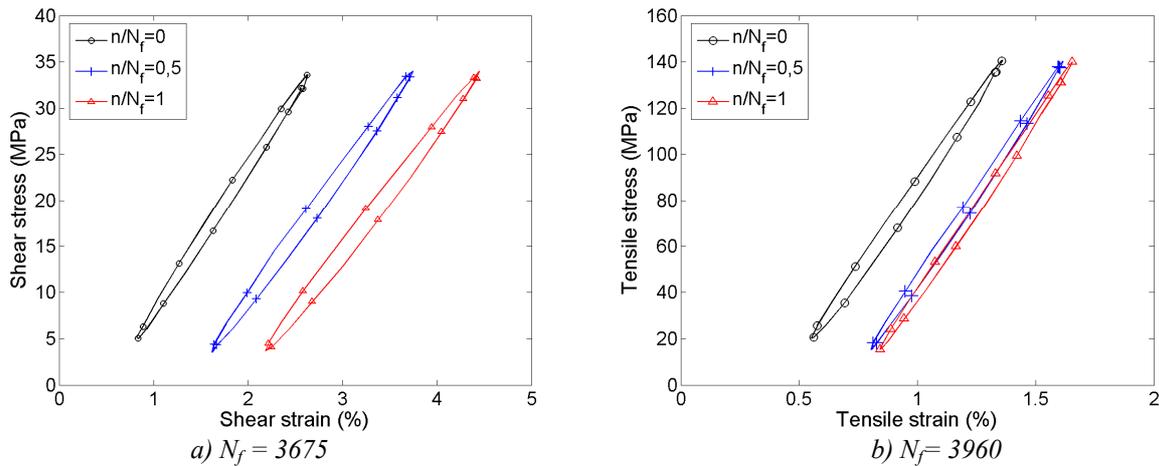


Fig. 4. Boucles d'hystérésis en cisaillement plan a) et traction b).  $n/N_f$  ratio du nombre de cycles effectué.

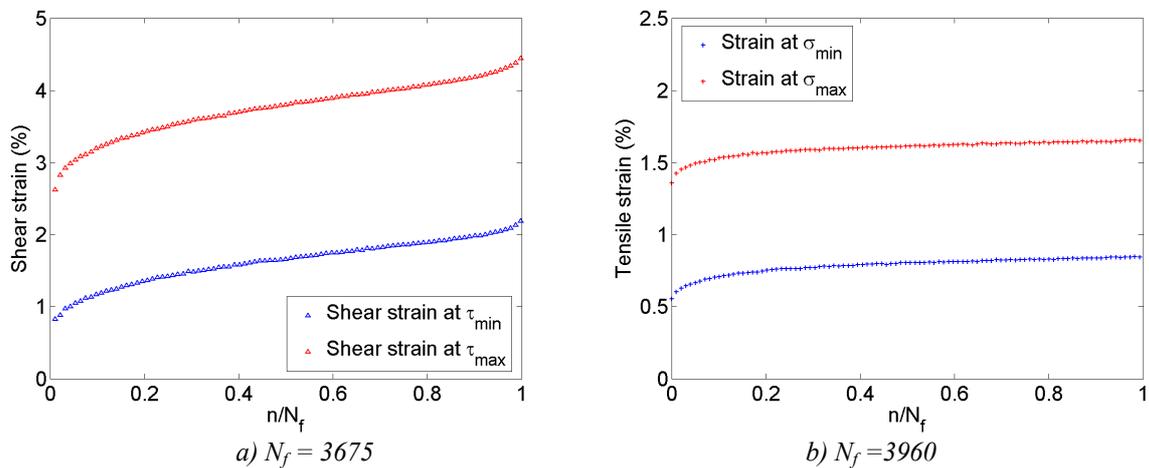


Fig. 5. Evolution des déformations minimales et maximales des boucles en cisaillement plan a) et traction b).

En effet, l'augmentation de la déformation résiduelle est plus marquée sur les éprouvettes en soumises au cisaillement plan qu'à la traction. Ce phénomène d'accroissement peut se décomposer en trois phases consécutives en cisaillement qui sont : une initiation rapide et important de déformation résiduelle, suivie d'une phase évolution modérée et régulière, et finalement une accélération jusqu'à la fin de vie de l'éprouvette. En traction, on n'observe que les deux premières étapes. La déformation résiduelle change faiblement et on remarque que la boucle de milieu de vie ( $n/N_f = 0,5$ ) est très proche de celle de fin d'essai ( $n/N_f = 1$ ) (Fig. 4b). La rupture survient sans phénomène d'accélération des déformations résiduelles.

La Figure 6 présente l'évolution de la déformation résiduelle de toutes éprouvettes rompues. Chaque courbe représente un essai à un niveau de charge donné et les barres d'écart-type intègrent tous 5 essais similaires réalisés pour la même sollicitation. On constate que le niveau de déformation augmente avec le niveau de chargement sachant que cette déformation correspond à la contrainte minimale qui est proportionnelle à la contrainte maximale. Dans le cas du cisaillement, la déformation résiduelle évolue plus vite pour les hauts niveaux de chargement (70 et 80%), tandis qu'elle reste identique pour tous les niveaux chargements en traction.

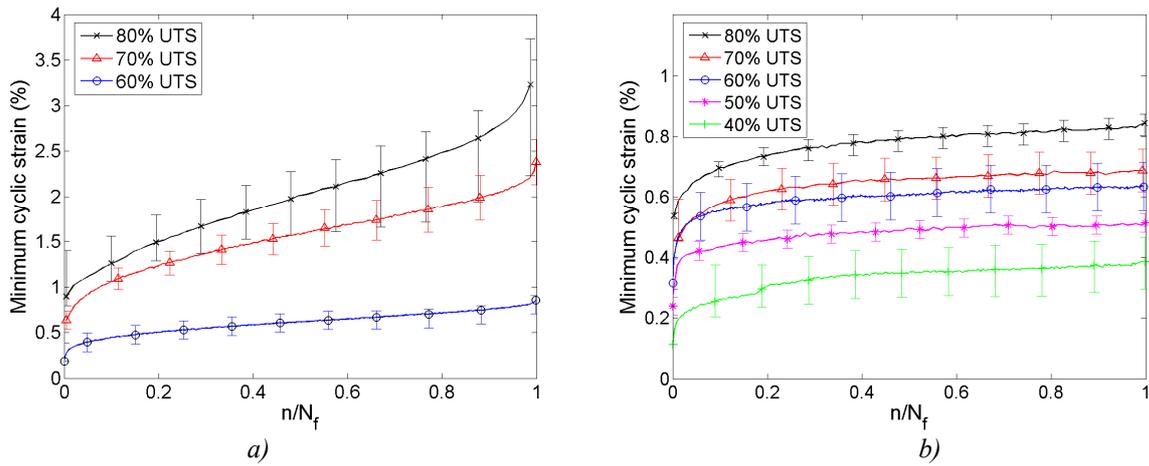


Fig. 6. Evolution de la déformation résiduelle des boucles d'hystérésis en cisaillement plan a) et traction b).

L'aire renfermée par les boucles d'hystérésis a été mesurée (Fig. 4). Elle correspond à l'énergie dissipée au cours d'un cycle. La dissipation d'énergie en fin de vie est plus importante qu'au début d'essai, particulièrement en cisaillement plan. Cette conclusion reste à vérifier pour la traction uniaxiale. L'inclinaison des boucles diminue pour les éprouvettes à  $[\pm 45]_{3S}$ , tandis qu'elle semble stable pour celles à  $[0/90]_{3S}$ . Cette observation indique un changement de rigidité, que nous allons discuter dans le paragraphe suivant.

### 3.2.3 Evolution du module

$$E = \Delta\sigma / \Delta\varepsilon \quad (\text{Eq. 5})$$

L'endommagement d'un matériau se caractérise par une perte de module d'Young ( $E$ ). Dans notre étude, ce dernier est calculé avec la relation Eq. 5, qui est le rapport entre la différence de contraintes ( $\Delta\sigma$ ) et de déformation ( $\Delta\varepsilon$ ) entre les points haut et bas de boucle d'hystérésis.

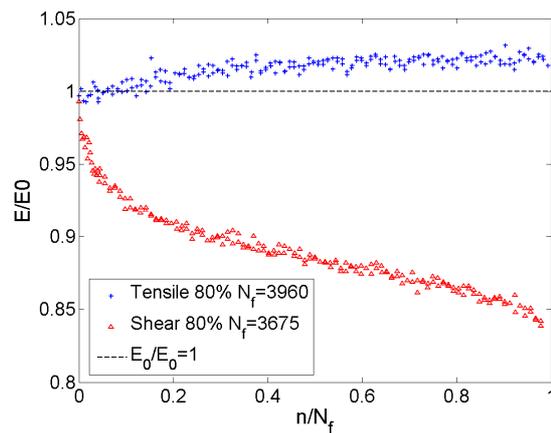


Fig. 7. Suivi de l'évolution de module typique en cisaillement et traction.

L'évolution typique en traction et cisaillement, du ratio de module ( $E$ ) sur le module vierge ( $E_0$ ) en fonction du ratio de vie est tracée dans la Figure 7, pour deux essais de traction et cisaillement à 80% US. On distingue les trois phases décrites par Reifsnider sur les éprouvettes à  $[\pm 45]_{3S}$ , qui sont : l'initiation qui commence par une chute de module pendant laquelle les microfissures apparaissent rapidement et se termine par la saturation des microfissures. Elle est suivie d'une diminution régulière et lente des dommages et d'une baisse rapide de rigidité conduisant à la rupture finale. La perte du module signifie le développement d'un endommagement

progressif au sein du matériau. A l'inverse, on note une augmentation du module à  $[0/90]_{3S}$ . Un phénomène de raidissement de matériaux est remarqué sur ces éprouvettes. Le module augmente de autour de 2 à 3%, au fur et à mesure d'essai de fatigue, puis reste stable jusqu'à la rupture. Ce phénomène de raidissement est à l'opposé des observations disponibles dans la littérature à propos des composites renforcés de manufacturées (verre, carbone, ...) [20].

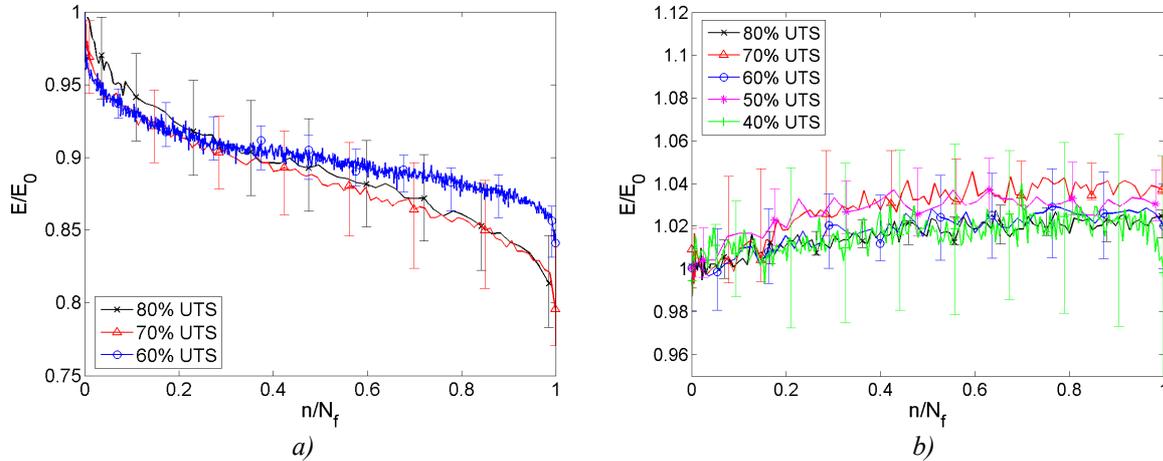


Fig. 8. Evolution du module relatif des éprouvettes en cisaillement a) et traction b).

La Figure 8 présente l'évolution du module relatif de toutes éprouvettes testées jusqu'à rupture. En considérant les variations pour différentes éprouvettes, on remarque que les évolutions de module sont identiques quelque soit le niveau de charge, en traction comme en cisaillement. Il est possible de conclure que le module de cisaillement décroît en trois phases : l'initialisation, puis l'évolution régulière et accélérée et la perte de 15 à 20% en fin de vie. Les éprouvettes en traction ont tendance à se raidir de 2 à 3% pendant l'essai de fatigue, voire 6% dans certains cas.

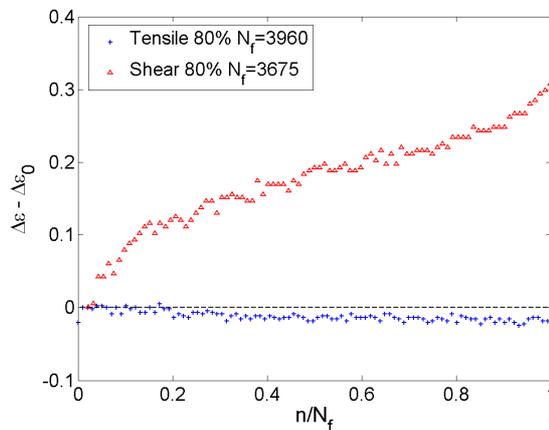


Fig. 9. Evolution de  $(\Delta\varepsilon - \Delta\varepsilon_0)$  en cisaillement et traction.

Les essais étant pilotés en force,  $\Delta\sigma$  reste constant. La Figure 9 représente l'évolution de la déformation  $\Delta\varepsilon$  au cours de la vie des éprouvettes (80% US), dont le rapport  $E/E_0$  est tracé dans la Figure 7. Cette déformation soustraite à la déformation initiale ( $\Delta\varepsilon_0$ ) est notée  $d\Delta\varepsilon$ . Cette différence de déformation augmente au cours de l'essai de cisaillement, et en utilisant l'équation 5, on mesure la diminution du module de cisaillement. En revanche,  $d\Delta\varepsilon$  diminue en traction et il en résulte une augmentation du module.

Les essais de fatigue sur des fibres naturelles élémentaires ont été étudiés dans [5, 6]. L'augmentation du module des fibres peut s'expliquer par la microstructure de fibres. Baley [7]

ainsi que Charlet et al. [8] ont montré que la fibre de lin se compose successivement de 4 cylindres concentriques. La deuxième couche en partant de l'extérieur (S2) est la plus rigide et ses propriétés mécaniques sont représentatives du comportement mécanique global de la fibre. Cette partie se compose de microfibrils de cellulose qui sont naturellement inclinés d'un angle autour de  $10^\circ$  par rapport à l'axe de la fibre. Les microfibrils ont tendance à redresser lorsque la fibre est chargée suivant son axe. Ainsi, le module de la fibre augmente au cours de l'essai quasi-statique. Baley [7] a effectué des essais de traction cyclique sur des fibres élémentaires de lin. Il remarque un fort accroissement du module d'Young. Dans le cas des éprouvettes à  $[0/90]_{3S}$ , la moitié des fibres sont chargées de la direction de leur axe. L'effet de réorientation des microfibrils peut expliquer ce raidissement d'éprouvette mesuré. Towo et Ansell [13] ont aussi observé une légère amélioration de module en fatigue de type traction-traction, d'éprouvettes composites renforcées par des UD de cisal. Ils l'attribuent aussi au redressement des microfibrils.

Le paragraphe précédent montre que l'éprouvette s'est allongée, en raison de l'augmentation des déformations résiduelles, au fur et à mesure des cycles effectués. Il semble évident que le redressement des microfibrils soit à l'origine de l'allongement des éprouvettes. Une autre source, pouvant être le redressement des fibres de lin elles-mêmes. Lors de la mise en œuvre, on peut observer que l'alignement des fibres est légèrement tortueux, même après la fabrication des plaques composites. Cependant, des fibres élémentaires préalablement tendues ont été soumises à la fatigue. Le gain de module ne peut s'expliquer alors que par le redressement des microfibrils. mais dans le cas d'un composite multicouche avec les fibres naturellement ondulées, les effets de leur réorientation ne sont pas négligeables.

#### 4. Conclusion

Dans cette étude, les comportements quasi-statiques et en fatigue de composites stratifiés en lin/époxy à  $[0/90]_{3S}$  et  $[\pm 45]_{3S}$  sont caractérisés à la température contrôlée de  $23^\circ\text{C}$ . Le comportement en traction est bilinéaire et le mode de défaillance principal est la rupture des renforts. Quant au cisaillement plan, la réponse est non linéaire avec une rupture des fibres et de la matrice comme modes de défaillance. Aucun délaminage n'est observé. La variabilité des propriétés mécaniques du composite étudié est nettement inférieure à celle des fibres élémentaires, et est comparable à celle des composites renforcés par des fibres de verre ; ce qui est très encourageant.

Les résultats des essais en fatigue montrent que les comportements en fonction du nombre de cycles, de stratifiés à  $[0/90]_{3S}$  et  $[\pm 45]_{3S}$  est linéaire. Les éprouvettes à  $[\pm 45]_{3S}$  peuvent résister à plus de  $2 \times 10^6$  cycles sous un chargement au moins égale à 50% US. Le suivi de la déformation minimale des boucles d'hystérésis met en évidence une plastification du matériau dans les deux stratifications. L'évolution de module en trois phases, qui sont l'initialisation, la perte régulière de module et l'accélération, sur les éprouvettes à  $[\pm 45]_{3S}$  correspond bien à ce qui est décrit pour les composites traditionnels. On note une perte de 15 à 20% en fin de vie. Un phénomène de raidissement du matériau est remarqué sur les éprouvettes à  $[0/90]_{3S}$ . Le module peut augmenter jusqu'à 6% dans certain cas, au fur et à mesure d'essai de fatigue. Il reste stable ensuite jusqu'à la rupture, mais dans quelques cas, on peut constater éphémère diminution de module avant la rupture. L'hypothèse formulée est que le redressement des microfibrils pendant l'essai engendre l'augmentation du module.

#### Remerciements

Cette étude est financée par la Région de Bourgogne.

#### Références

- [1] Le Duigou A, Davies P, Baley C. « Interfacial bonding of flax fiber/poly(L-lactide) bio-composites ». *Composites Science and Technology*. Vol. 70, pp. 231-239, 2010.
- [2] Wambua P, Ivens J, Verpoest I. « Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics? ». *Composites Science and Technology*; Vol. 63, pp. 1259–1264, 2003.
- [3] A Le Duigou, I Pillin, A Bourmaud, P Davies, C Baley. « Effect of recycling on mechanical behaviour of biocompostable flax/poly(L-lactide) composites ». *Composites: Part A*. Vol. 39, pp. 1471–1478, 2008.

- [4] A Bourmaud, C Baley. « Investigations on the recycling of hemp and sisal fibre reinforced polypropylene composites ». *Polymer Degradation and Stability*. Vol. 92, pp. 1034-1045, 2007.
- [5] Placet v. « Characterization of the thermo-mechanical behaviour of Hemp fibres intended for the manufacturing of high performance composites ». *Composites: Part A* Vol. 40, pp. 1111–1118, 2009.
- [6] FA Silva, N Chawla, RDT Filho. « An experimental investigation of the fatigue behavior of sisal fibers ». *Materials Science and Engineering A*. Vol. 516, pp. 90–95, 2009.
- [7] C Baley. « Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase ». *Composites: Part A*. Vol. 33, pp. 939-948, 2002.
- [8] K Chalet, JP Jernot, J Breard, M Gomina. « Scattering of morphological and mechanical properties of flax fibres ». *Industrial Crops and Products*. 2010.
- [9] J Gassan. « A study of fibre and interface parameters affecting the fatigue behaviour of natural fibre composites ». *Composites : Part A*, Vol. 33, pp. 369-374, 2002.
- [10] FA Silva, B Mobasher, RDT Filho. « Fatigue behavior of sisal fiber reinforced cement composites ». *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 5507–5513, 2010.
- [11] MM Thwe, K Liao. « Durability of bamboo-glass fiber reinforced polymer matrix hybrid composite ». *Composites Science and Technology*, Vol. 63, pp. 375–387, 2003.
- [12] AN Towo, MP Ansell. « Fatigue evaluation and dynamic mechanical thermal analysis of sisal fibre–thermosetting resin composites ». *Composites Science and Technology*, Vol. 68, pp. 925–932, 2008.
- [13] AN Towo, MP Ansell. « Fatigue of sisal fibre reinforced composites: Constant-life diagrams and hysteresis loop capture ». *Composites Science and Technology*, Vol. 68, pp. 915–924, 2008.
- [14] ASTM D 3171 – 99. Standard Test Methods for Constituent Content of Composite Materials.
- [15] ISO 527-4, Determination of tensile properties-Test conditions for isotropic and orthotropic fibre-reinforced plastic composites, July 1997.
- [16] ISO 14129, Fibre-reinforced plastic composites - Determination of the in-plane shear stress/shear strain response, including the in-plane shear modulus and strength, by the  $\pm 45^\circ$  tension test method, April 1998.
- [17] ISO 13003, Fibre-reinforced plastic - Determination of fatigue properties under cyclic loading conditions, 2003.
- [18] M Assarar, D Scida, A El Mahi, C Poilane, 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*. Vol. 32, pp. 788–795, 2011.
- [19] G Zhou. and GAO Davies. « Characterization of thick glass woven roving/polyester laminates: 1. Tension, compression and shear ». *Composites*. Vol. 26, pp. 579-586, 1995.
- [20] KL Reifsnider, « Durability and damage tolerance of fibrous composite systems, Handbook of Composites », edited by S.T. Peters, pp.794-809, 1998