



HAL
open science

Analyse expérimentale d'un composite textile en vue d'une modélisation multiéchelle = Experimental analysis of a textile composite for multiscale modelling purposes

Benoît Piezel, Lucien Laiarinandrasana, Jacques Renard, Alain Thionnet

► **To cite this version:**

Benoît Piezel, Lucien Laiarinandrasana, Jacques Renard, Alain Thionnet. Analyse expérimentale d'un composite textile en vue d'une modélisation multiéchelle = Experimental analysis of a textile composite for multiscale modelling purposes. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. 9 p. hal-00391149

HAL Id: hal-00391149

<https://hal.science/hal-00391149>

Submitted on 11 Jun 2009

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.

Analyse expérimentale d'un composite textile en vue d'une modélisation multiéchelle

Experimental analysis of a textile composite for multiscale modelling purposes

B.Piezel¹, L.Laiarinandrasana¹, J.Renard¹, A.Thionnet^{1,2}

1 : MINES ParisTech, Centre des Matériaux

CNRS UMR 7633, BP 87, 91003 Evry cedex, France,

e-mail : benoit.piezel@ensmp.fr, lucien.laiarinandrasana@ensmp.fr, alain.thionnet@ensmp.fr

2 : Université de Bourgogne, Mirande, BP 47870, 21078 Dijon, France,

e-mail : alain.thionnet@u-bourgogne.fr

RESUME

On propose dans cette étude de comprendre le comportement mécanique d'un composite textile. Pour ce faire, l'étude se scinde en deux parties distinctes. Dans cet article, nous présentons les essais expérimentaux. Ces essais ont été réalisés sur le matériau composite (pour laquelle l'échelle de travail est appelée l'échelle macroscopique) mais également sur les constituants des composites (pour laquelle l'échelle de travail est appelée l'échelle microscopique). L'étude de modélisation numérique du matériau fait l'objet d'un second article.

ABSTRACT

The aim of this work is to understand the mechanical behaviour of a textile composite. To this end, this study is divided into two distinct parts. In this article, the experimental tests are presented. These tests were carried out on the composite (macroscopic scale) but also on the components of the composite material (microscopic scale). The multiscale analysis of the composite is described in a second article.

Mots clés : composite textile, fibres thermoplastiques, comportement mécanique, modélisation multiéchelle

Keywords : textile composite, thermoplastic fibres, mechanical behaviour, multiscale modelling

1 Introduction

Les matériaux composites textiles sont de plus en plus utilisés dans de nombreux domaines industriels tels que l'aéronautique, l'automobile, la construction navale... En effet, ils présentent de nombreux avantages et notamment de bonnes propriétés mécaniques alliées à une faible densité, une facilité de manipulation lors de la mise en oeuvre, un faible coût de production...

Afin de prédire les propriétés effectives du matériau composite et d'analyser les phénomènes locaux qui peuvent y naître (endommagement, fissuration), des méthodes d'analyse multiéchelle (homogénéisation/localisation) associées au calcul par éléments finis ont été développées [1, 2]. Ces méthodes d'analyse nécessitent la connaissance du comportement mécanique des constituants du matériau composite.

Dans un premier temps, nous étudions le comportement du composite à l'aide d'essais mécaniques. Ces essais nous permettent de mettre en évidence les caractéristiques importantes du comportement du composite tissé. Le comportement de ce type de matériau est en général complexe et difficile à modéliser. Il est donc nécessaire de descendre à une échelle plus locale pour la compréhension des mécanismes de déformation et d'endommagement.

Dans un deuxième temps, nous étudions le comportement de ses différents constituants : les fils et la matrice. Ces essais nous permettent d'obtenir une base de données expérimentales suffisamment large pour l'analyse multiéchelle envisagée dans la suite de l'étude [3].

Enfin, les mécanismes conduisant à la rupture finale du composite sont étudiés à une échelle locale notamment par l'analyse des morphologies des faciès de rupture des composants du composite.

2 Présentation du matériau

Le composite considéré ici est un textile tridimensionnel (supposé périodique) imprégné d'une matrice de polychlorure de vinyl (PVC). L'épaisseur de celui-ci est d'environ 9 mm. Le textile est composé de fibres de polyéthylène téréphtalate (PET) pour les fils de chaîne et de fibres de polyamide 66 (PA66) et de coton pour les fils de trame. La microstructure tissée a pu être identifiée à l'aide d'observations faites par microscopie optique de coupes transversales du composite.

Le composite textile peut être regardé à trois échelles différentes, présentant ainsi trois niveaux principaux d'organisation. A l'échelle macroscopique, le composite est considéré comme un matériau continu homogène orthotrope (en première approximation). L'échelle mésoscopique voit la géométrie du tissu mais les fils sont considérés comme des matériaux continus homogènes orthotropes. La cellule représentative du Volume Élémentaire Représentatif (VER) correspond alors à celle périodique identifiée à l'aide des observations microscopiques (figure 1). Enfin, l'échelle microscopique considère les fils comme des matériaux fibreux.

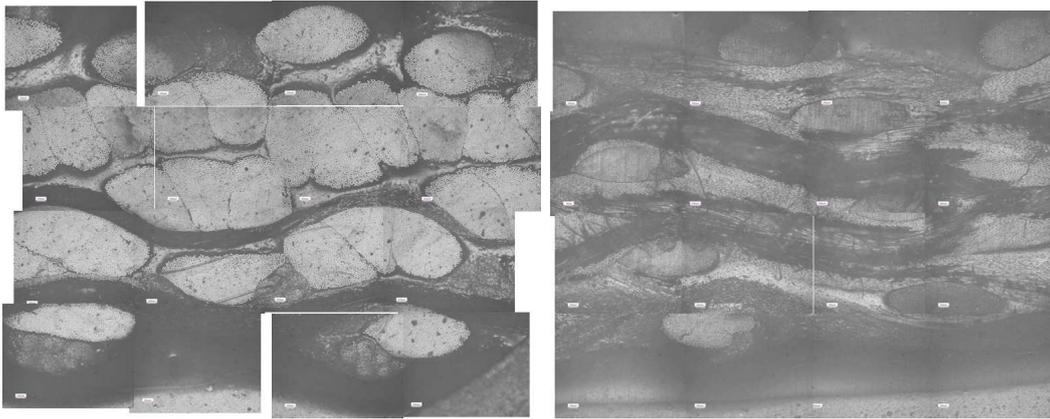


FIG. 1 – Coupes transversales du composite textile perpendiculaire au sens chaîne (à gauche) et au sens trame (à droite).

3 Essais mécaniques sur le composite

3.1 Procédure d'essais

Des essais de traction monotones et cycliques ont été réalisés sur des éprouvettes obtenues à partir du matériau. Des éprouvettes ont été découpées dans la direction chaîne et dans la direction trame. La longueur de la zone utile est de 40 mm et sa largeur de 25 mm.

La machine d'essais utilisée pour l'ensemble des essais de traction sur composite est une machine de type servo-hydraulique. Les mors sont de type hydraulique. Un extensomètre de base de mesure 22.7 mm est placé sur l'éprouvette de traction dans la direction longitudinale afin de mesurer la déformation de l'éprouvette dans la zone utile. Les essais sont réalisés à température ambiante.

Des essais de traction monotone jusqu'à rupture ont d'abord été réalisés pour une vitesse de traverse de 100 mm/min. Cette vitesse est calculée à partir du déplacement du vérin. Des essais de fatigue ont également été réalisés. Ceux-ci se divisent en deux phases :

- un essai de traction cyclique à force imposée à la fréquence de 0.1 Hz ;
- un essai de traction monotone à la vitesse de déformation de 100 mm/min jusqu'à rupture.

L'essai de traction monotone est réalisé immédiatement après l'essai de traction cyclique afin de limiter les effets de recouvrance dus à la viscosité du matériau. Les essais de traction cyclique ont été réalisés pour différents niveaux de contraintes maximales (10%, 30%, 50%, 60% et 75% de la contrainte nominale à rupture) et pour différents nombres de cycles (200, 1000 et 10000).

3.2 Traction monotone

Les courbes de la figure 2 représentent l'évolution de la contrainte nominale en fonction de la déformation nominale pour des essais de traction monotone réalisés dans les sens chaîne et trame. Les contraintes et les déformations nominales sont définies via les expressions respectives $\frac{F}{S_0}$ et $\frac{\Delta l}{l_0}$. L'allure générale du comportement est similaire pour les deux directions principales. Le comportement est fortement non-linéaire et présente deux zones distinctes. En petite déformation, les courbes révèlent un domaine quasi-linéaire sur lequel le module tangent initial est défini. Il est de 1100 MPa dans la direction chaîne et de 160 MPa dans la direction trame ce qui traduit un comportement fortement anisotrope. Au-delà de 2 % de déformation, les courbes présentent une concavité vers le haut indiquant une rigidification du matériau, traduite par une augmentation du module tangent, jusqu'à la rupture finale du matériau. De plus, les contraintes et déformations à rupture sont respectivement de 100 MPa et 17% dans la direction chaîne et de 40 MPa et de 22% dans la direction trame.

Pour chaque direction, les essais sont répétés plusieurs fois. Dans la direction chaîne, la dispersion du comportement est quasi-nulle dans le domaine linéaire. Elle augmente dans la deuxième partie du comportement et devient plus significative peu avant la rupture finale notamment pour les valeurs de déformation à rupture. En effet, la dispersion des valeurs de contrainte à rupture sont moins importantes. Dans la direction trame, la dispersion du comportement est plus importante à partir de 13% de déformation.

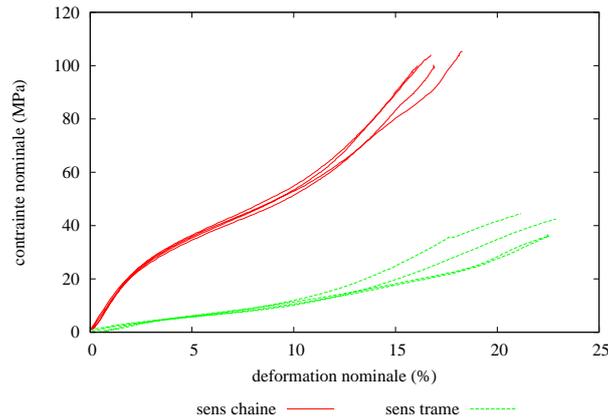


FIG. 2 – Résultats des essais de traction monotone sur le matériau composite.

3.3 Traction cyclique

La figure 3 présente les courbes contrainte-déformation nominale longitudinales pour un essai de traction cyclique dans la direction chaîne entre 2 et 30 % de la contrainte nominale à rupture durant 10000 cycles. On peut noter que la réponse du matériau présente une déformation progressive qui se stabilise sur une boucle fermée.

La figure 4 permet de quantifier cette déformation progressive du matériau composite. Elle représente l'évolution du cumul de déformation rémanente à chaque cycle en fonction du nombre de cycles pour les différents essais de traction cyclique dans les deux directions principales et pour les différents niveaux de contrainte maximale. Ainsi, deux régimes dans le comportement du matériau peuvent être distingués. Un premier régime, transitoire, où la déformation rémanente augmente rapidement. Ce cumul de déformation rémanent à chaque cycle se stabilise environ à partir de 2000 cycles. Le matériau présente ensuite un régime stabilisé. On note également que le niveau de déformation rémanente stabilisé est d'autant plus important que le niveau de contrainte maximale est grand. Il est également plus important, pour une même contrainte maximale, dans la direction trame que dans la direction chaîne. Durant le régime transitoire, le matériau composite présente un comportement non linéaire. Il devient quasi-linéaire lors de la stabilisation du comportement. Les valeurs du module sécant mesurées sur les cycles stabilisés pour la direction chaîne et la direction trame sont respectivement de 1800 MPa et de 300 MPa. Cependant, ces valeurs sont surestimées par rapport aux valeurs des modules d'Young stabilisés.

L'essai de traction consécutif à l'essai de traction cyclique permet d'étudier d'éventuelles variations des propriétés mécaniques du matériau. Ces essais n'ont pas permis notamment de mettre en évidence une diminution de la contrainte à rupture dans les deux directions après les essais de fatigue. A l'inverse, la déformation à rupture du composite diminue avec le niveau de contrainte maximale des essais de fatigue même si la somme avec la déformation rémanente reste constante. Enfin, la taille du domaine linéaire augmente avec le niveau de contrainte maximale des essais de fatigue traduisant un écrouissage du matériau.

Enfin, les essais de traction cyclique réalisés pour des niveaux de contrainte plus élevés ont conduit à une rupture prématurée du matériau c'est-à-dire avant le nombre de cycles requis pour l'essai de traction cyclique. Pour les essais réalisés dans la direction chaîne, la rupture est intervenue au cycle 1871 pour un niveau de contrainte maximale égale à 75% de la contrainte à rupture et pour ceux réalisés dans la direction trame, la rupture est survenue au cycle 547 à 60% de la contrainte à rupture et au cycle 41 à 75% de la contrainte à rupture. Il s'agit, dans les trois cas, de rupture par fatigue et non de rupture par traction monotone.

4 Essais mécaniques sur les fils

4.1 Procédure d'essais

Des essais de traction monotone à différentes vitesses ainsi que des essais de relaxation ont été réalisés sur des fils composant la chaîne du tissu du composite ainsi que sur des fils composant la trame. Ces fils ont été testés sur une machine d'essai à vérin mécanique (Instron). La machine est équipée de cabestans et chaque extrémité des spécimens est enroulée plusieurs fois autour du cylindre avant d'être attachée par un noeud. La mesure d'allongement est faite à l'aide d'un extensomètre fixé sur le fil. Les essais sont réalisés à température

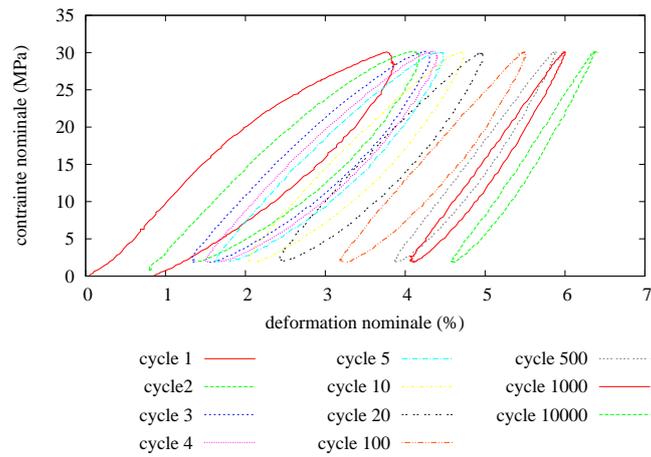


FIG. 3 – Résultats des essais de traction cyclique sur le matériau composite.

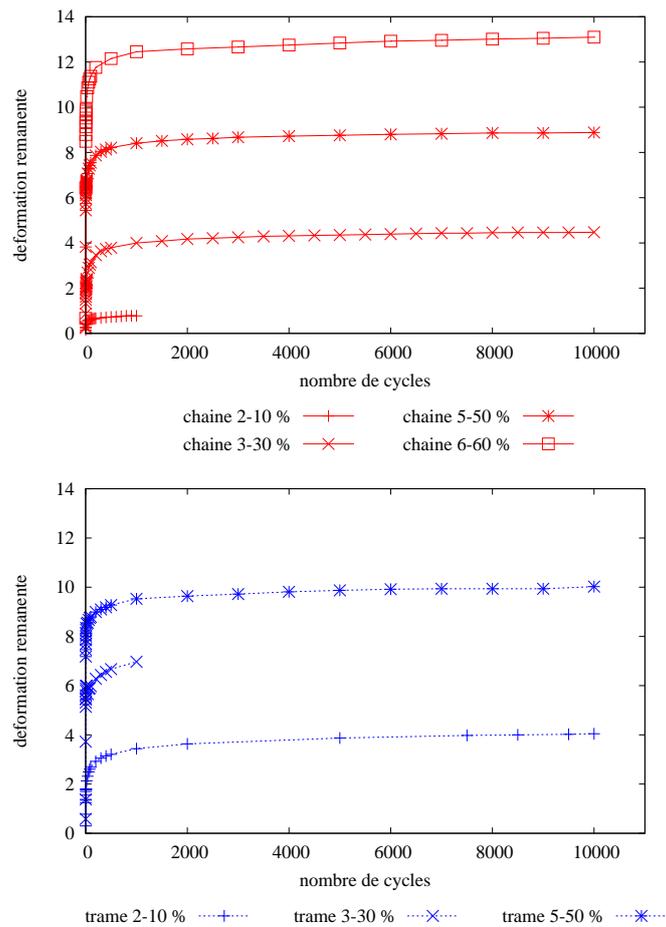


FIG. 4 – Evolution du cumul de déformation rémanente lors des essais de traction cyclique dans la direction chaîne (en haut) et dans la direction trame (en bas) sur le matériau composite.

ambiante.

Des essais de traction monotone ont tout d'abord été réalisés pour différentes vitesses de sollicitation (20, 100 et 300 mm/min). Des essais de relaxation ont ensuite été menés pour différents niveaux de déformation.

4.2 Traction monotone

Les courbes de la figure 5 présentent les résultats des essais de traction monotone pour une vitesse de traverse de 100/min sur les fils de chaîne et de trame. Ces essais mettent en évidence un comportement fortement non-linéaire, similaire pour les deux types de fils. Comme pour les essais de traction monotone sur le composite, le comportement est d'abord quasi-linéaire jusqu'à environ 2% de déformation puis le fil se rigidifie. Cependant, un troisième domaine, conduisant à la rupture finale, est observé à partir de 9% de déformation pour les fils de chaîne et de 12% de déformation pour les fils de trame. Celui se traduit par une diminution du module tangent. De plus, le module d'Young initial des fils de chaîne est plus important que celui des fils de trame ($E_{chaîne} = 7900$ MPa et $E_{trame} = 2300$ MPa). Cette différence de module est due d'une part à une plus grande rigidité des fibres de PET par rapport aux fibres de PA66. En effet, la macromolécule de PET contient des noyaux aromatiques la rendant moins flexible que la macromolécule de PA66. D'autre part, les fils de trame ont une densité linéique plus faible que celle des fils chaîne.

L'influence de la vitesse sur le comportement mécanique des fils est également analysée. Pour ce faire, les essais de traction ont été réalisés pour trois vitesses de traverse : 20, 100 et 300mm/min. La figure 6 indique que cet effet est visible pour les fils de chaîne et de trame. Le caractère visqueux des fils est ainsi révélé. De plus, le comportement des fils ne semble pas sensible à la vitesse de sollicitation jusqu'à un certain seuil de déformation : environ 4% pour les fils de chaîne et 10% pour les fils de trame.

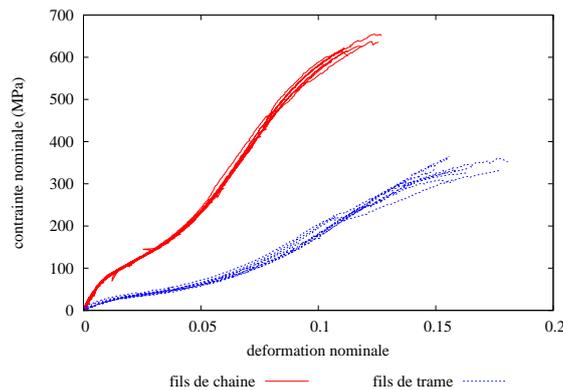


FIG. 5 – Résultats des essais de traction monotone sur les fils ($v = 100$ mm/min).

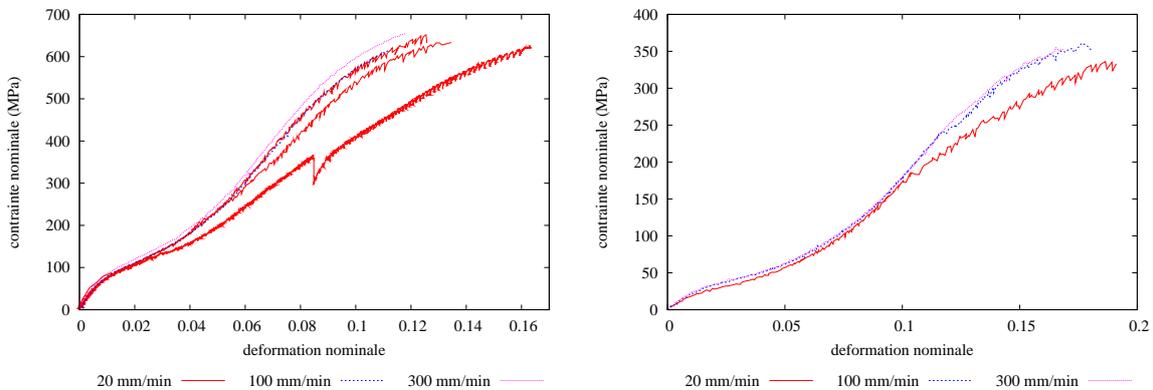


FIG. 6 – Influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement des fils de chaîne (à gauche) et de trame (à droite).

4.3 Relaxation

L'essai de relaxation consiste à imposer une déformation constante et à enregistrer l'évolution des contraintes dans le matériau au cours du temps. Il permet également d'étudier le caractère visqueux du comportement des fils. Des essais sont réalisés pour différents niveaux de déformation correspondant aux différents domaines observés lors des essais de traction monotone. Les deux types de fils sont étudiés. La vitesse de chargement est la même pour tous les essais : 300 mm/min. Le temps $t = 0$ s correspond à l'instant où le niveau de déformation souhaité est atteint. Les courbes ont également été normalisées par le paramètre σ_{max} correspondant à la contrainte atteinte en fin de mise en charge.

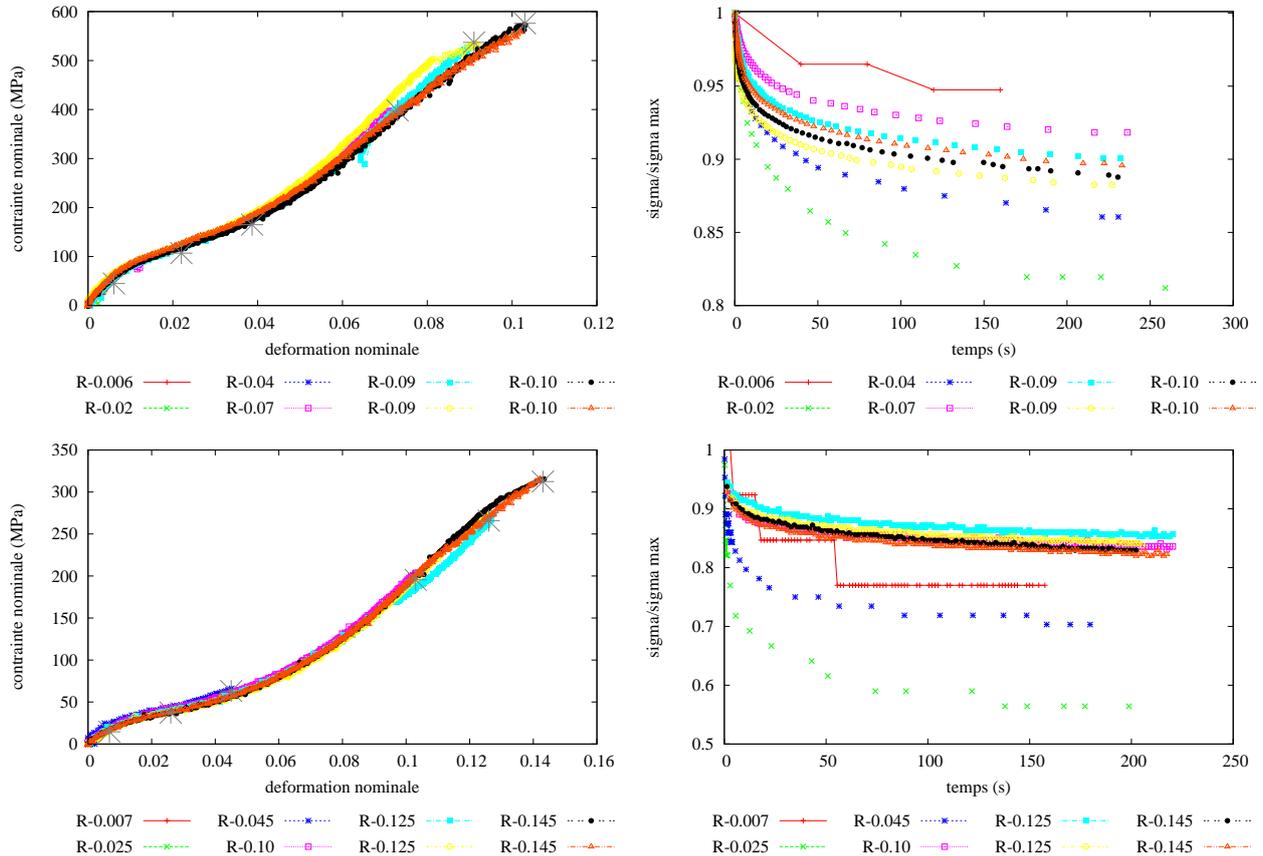


FIG. 7 – Courbes de relaxation des contraintes normalisées en fonction du temps pour les fils de chaîne (en haut) et pour les fils de trame (en bas).

La figure 7 indique que le résultat des essais se présente sous la forme d'un faisceau de courbes. La relaxation des contraintes dépend du niveau de déformation imposée. La figure 8 présente l'évolution de la contrainte normalisée au temps $t = 150$ s c'est-à-dire lorsque la contrainte est pratiquement stabilisée en fonction du niveau de déformation imposée. Le taux de relaxation est faible lorsque le niveau de déformation imposée se situe dans la zone quasi-linéaire. Il devient plus important ensuite mais il décroît avec la déformation jusqu'à atteindre un minimum. Celui-ci se situe à environ 12% de déformation pour les fils de trame et 8% de déformation pour les fils de chaîne. Ces niveaux de déformation correspondent au début du troisième domaine de déformation observé lors des essais de traction monotone. Ensuite, le taux de relaxation diminue jusqu'à la rupture du matériau. Les fils présentent donc un comportement viscoélastique non-linéaire. Cependant, la figure 8 montre également que la courbe d'évolution de la contrainte normalisée au temps t en fonction de la déformation imposée suit la même tendance que l'évolution du module tangent en fonction de la déformation mesurée lors des essais de traction monotone. La non-linéarité de la viscoélasticité est due au caractère non-linéaire de l'élasticité.

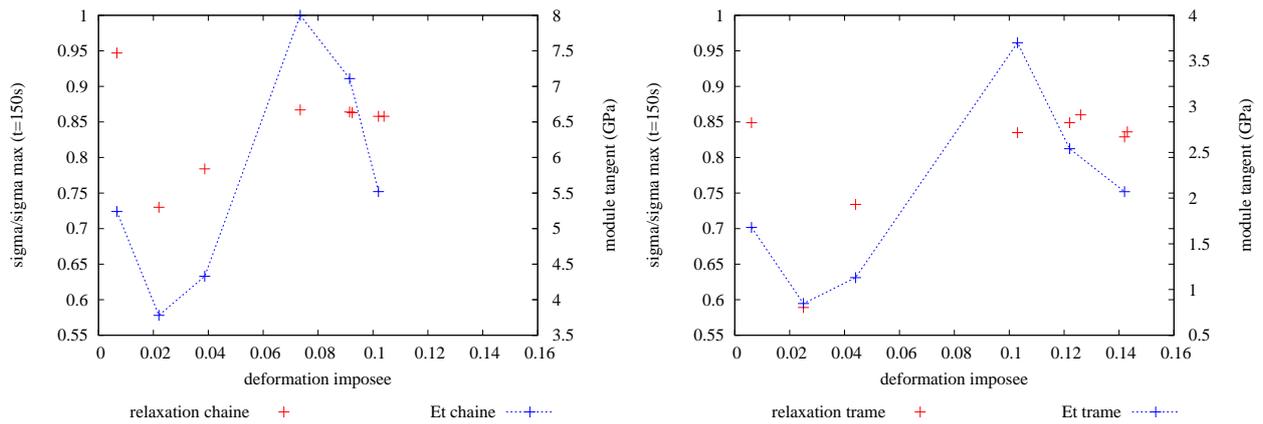


FIG. 8 – Evolution de la contrainte normalisée au temps $t = 150s$ et du module tangent en fonction de la déformation imposée dans la direction chaîne (à gauche) et dans la direction trame (à droite).

5 Mécanismes d'endommagement et de rupture

Les mécanismes d'endommagement des différents constituants du matériau composite (fils et matrice) après un essai de fatigue ont été étudiés. La morphologie des faciès de rupture des constituants a été observée par microscopie électronique à balayage. Ces différents faciès ont ensuite été comparés avec ceux observés après des essais de traction monotone ou cyclique menés sur les constituants seuls (fils et PVC massif).

5.1 Cas du PVC

Afin de comprendre les mécanismes d'endommagement et de rupture du PVC dans le matériau composite, des clichés MEB des faciès de rupture du PVC ont été pris après un essai de traction cyclique du matériau. Ces observations montrent la présence de stries espacées de manière régulière. Ces stries semblent caractéristiques d'une rupture par fatigue. Afin de confirmer cette hypothèse, des observations par MEB ont également été réalisées sur des faciès de rupture d'éprouvette fissurée de PVC massif après un essai de fatigue. Ces essais ont été réalisés à force imposée avec une fréquence de 1 Hz. Des stries espacées de manière régulière ont également pu être identifiées. On peut noter que la distance entre deux stries est plus petite pour ces essais que celles mesurées sur le composite. Cet effet peut s'expliquer par la différence de fréquence entre les deux essais (0.1 Hz pour les essais de fatigue sur le composite et 1 Hz pour les essais de fatigue sur le PVC massif).

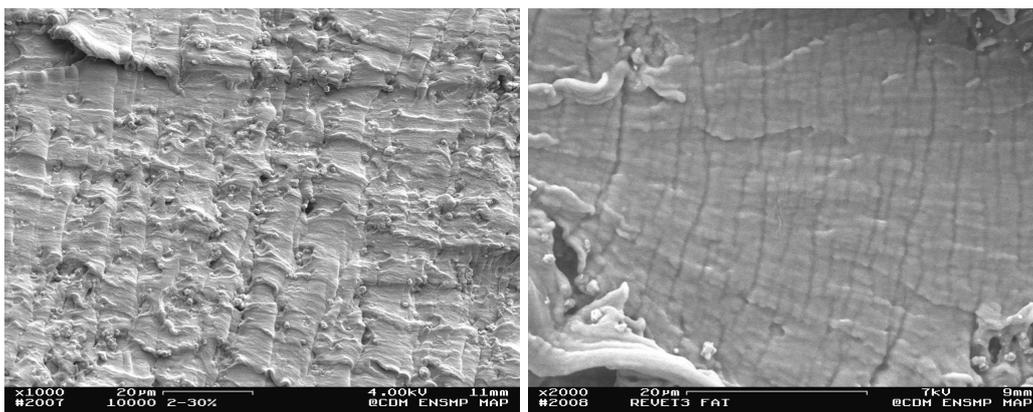


FIG. 9 – Faciès de rupture du PVC du composite (à gauche) et faciès de rupture d'une éprouvette de PVC massif (à droite) après un essai de traction cyclique.

5.2 Cas des fils

Les faciès de rupture des fibres de PET constituant les fils de chaîne après un essai de traction cyclique dans la direction chaîne ont également été observés. Les faciès correspondent à une rupture en traction monotone [4]. En effet, les faciès caractéristiques d'une rupture par fatigue présentent une languette due à une propagation le long de la fibre d'une fissure amorcée en surface [5]. Ces faciès ont été comparés avec ceux observés sur les fils de chaîne lors d'un essai de traction monotone. Des faciès similaires ont été observés.

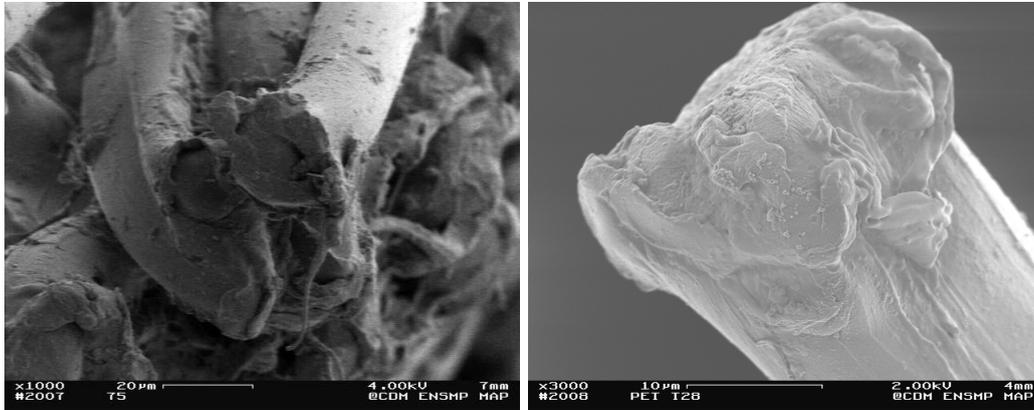


FIG. 10 – Faciès de rupture de fibres de PET du composite après un essai de traction cyclique (à gauche) et faciès de rupture d'une fibre de PET (à droite) après un essai de traction monotone.

5.3 Discussion

Les observations précédentes nous permettent de comprendre les mécanismes responsables de la rupture finale du composite. Lors de la traction cyclique, le PVC présente un endommagement en fatigue. À l'inverse, la traction monotone est responsable de la rupture des fibres c'est-à-dire que celles-ci rompent lors de la dernière mise en charge de la sollicitation cyclique. Ces mécanismes permettent d'expliquer que les propriétés mécaniques à rupture du composite après un chargement cyclique n'évoluent pas. En effet, les propriétés mécaniques à rupture du composite sont principalement dues à celle des fibres.

6 Conclusions

Dans un premier temps, le comportement mécanique du composite textile a été étudié. Des essais de traction monotone ont permis de mettre en évidence un comportement non-linéaire et anisotrope. Des essais de traction cyclique à force imposée ont permis également de montrer l'existence d'un régime permanent. De plus, les performances mécaniques du composite ne sont pas affectées par ce type de sollicitation. Dans un deuxième temps, le comportement mécanique des fils constitutifs du composite a été identifié. Il est fortement non-linéaire et la rigidité des fils de chaîne est plus importante que celle des fils de trame. De plus, les essais de traction monotone à différentes vitesses ainsi que des essais de relaxation ont permis d'étudier le caractère viscoélastique non-linéaire de leur comportement mécanique. Enfin, les mécanismes de rupture du composite ont été étudiés. Les faciès de rupture observés par MEB des différents constituants montrent que seul le PVC s'endommage en fatigue, les fibres n'étant pas sensibles à la sollicitation cyclique.

Références

- [1] C. Chapman J. D. Whitcomb, K. Srengan. Evaluation of homogenization for global/local stress analysis of textile composites. *Compos Struct*, 31 :137-149, 1995.
- [2] S. V. Lomov et al. Meso-fe modelling of textile composites : Road map, data flow and algorithms. *Compos Sci Technol*, 67 :1870-1891, 2007.
- [3] B. Piezel L. Laiarinandrasana E. Mansour A. Thionnet. Analyse multiechelle d'un composite textile. In *JNC 16*, 2009.

- [4] A. Marcellan. *Microstructures, micromecanismes et comportement a rupture de fibres PA66*. PhD thesis, Mines ParisTech, 2003.
- [5] J. M. Herrera Ramirez. *Les mecanismes de fatigue dans les fibres thermoplastiques*. PhD thesis, Mines ParisTech, 2004.