



Science Arts & Métiers (SAM)

is an open access repository that collects the work of Arts et Métiers Institute of Technology researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in: <https://sam.ensam.eu>
Handle ID: [.http://hdl.handle.net/10985/11998](http://hdl.handle.net/10985/11998)

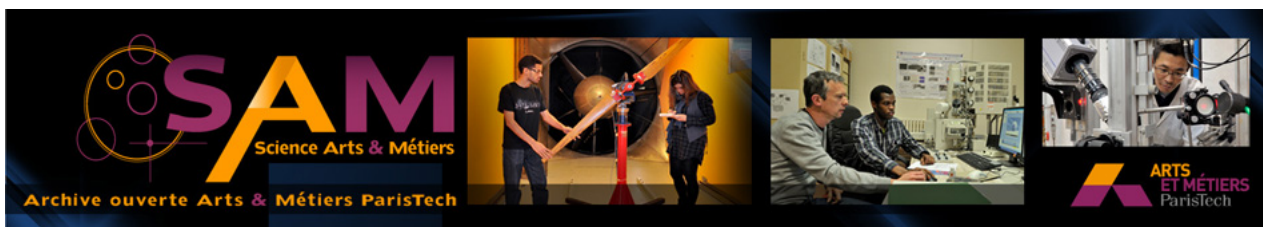
To cite this version :

Nadia ACHOUR, George CHATZIGEORGIOU, Kevin BONNAY, Fodil MERAGHNI - Modélisation multi-échelles en viscoplasticité endommageable de composites thermoplastiques renforcés par des fibres discontinues - 2017

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository

Administrator : scienceouverte@ensam.eu





Science Arts & Métiers (SAM)

is an open access repository that collects the work of Arts et Métiers ParisTech researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in: <http://sam.ensam.eu>
Handle ID: [.http://hdl.handle.net/null](http://hdl.handle.net/null)

To cite this version :

Nadia ACHOUR, George CHATZIGEORGIOU, Kevin BONNAY, Fodil MERAGHNI - Modélisation multi-échelles en viscoplasticité endommageable de composites thermoplastiques renforcés par des fibres discontinues - 2017

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository

Administrator : archiveouverte@ensam.eu

Modélisation multi-échelles en viscoplasticité endommageable de composites thermoplastiques renforcés par des fibres discontinues

Multiscale modeling in viscoplasticity coupled to damage of discontinuous fibers reinforced thermoplastic composites

Achour Nadia^{1,2}, Chatzigeorgiou George, Bonnav Kevin et Meraghni Fodil

1: LEM3

Arts et Métiers ParisTech, UMR 7239 CNRS
4 rue Augustin Fresnel, 57078 Metz France

e-mail : nadia.achour@ensam.eu, george.chatzigeorgiou@ensam.eu, kevin.bonnay@ensam.eu, fodil.meraghni@ensam.eu

2: Renault SAS

1 avenue du golf, 78280 Guyancourt France

Résumé

Un nouveau modèle multi-échelles en régime viscoplastique endommageable est développé pour un composite à matrice polypropylène renforcé par des fibres de verre courtes. Basé sur l'approche en champs moyens de Mori Tanaka, il intègre une matrice viscoplastique modélisée par un modèle phénoménologique nommé par ses auteurs DSGZ et des fibres de verres modélisées par un comportement élastique linéaire. Le modèle multi-échelles permet d'intégrer la microstructure du composite préalablement caractérisée par la microtomographie aux rayons X. L'introduction de la matrice viscoplastique dans le modèle de Mori Tanaka est rendu possible grâce à une implémentation par intégration implicite du modèle qui permet d'obtenir le module tangent nécessaire au modèle d'homogénéisation. L'endommagement du matériau est intégré à travers du mécanisme de décohésion de l'interface fibre/matrice. Ce mécanisme d'endommagement est modélisé par une loi cumulative de type Weibull. La dépendance à la vitesse de déformation du composite observée lors des essais dynamiques est intégrée au moyen de la prise en compte de la viscosité de la matrice.

Les paramètres du modèle sont identifiés par une méthode inverse sur la base d'essais de traction à différentes vitesses et pour différentes orientations d'éprouvettes. Le modèle développé a été validé par comparaison avec des essais de traction.

Abstract

A new multi-scale model accounting for viscoplasticity and damage is developed for a short-fiber reinforced polypropylene composite. In the proposed Mori Tanaka homogenization approach, the viscoplastic matrix is modeled through a phenomenological constitutive law named by its authors DSGZ and the glass fibers are considered as linear elastic. The multiscale model accounts for the composite's microstructure, which is previously characterized by X-ray microtomography. The introduction of the viscoplastic matrix into the Mori Tanaka method is achieved thanks to an implicit integration scheme that enables the estimation of the necessary tangent modulus. The material damage mechanism is considered at the matrix/fiber interface and is modeled by a Weibull-type cumulative law. The rate dependence of the composite observed in the dynamic tests is integrated through the viscous behavior of the matrix.

The model parameters are identified by an inverse method using tensile tests at different strain rates and for different orientations of samples. The model is subsequently validated by comparison with high speed tensile tests.

Mots Clés : prière de donner ici entre 3 et 5 mots clés

Keywords: please give between 3 and 5 keywords

1. Introduction

L'utilisation de matériaux composites thermoplastiques à fibres courtes connaît un intérêt croissant ces dernières décennies notamment de la part de l'industrie automobile. En effet, leur ratio masse-caractéristiques mécaniques leur confère une place de choix dans la liste des matériaux candidat pour une substitution métal-composite dans le contexte d'allègement des véhicules. C'est dans ce

contexte que le développement de loi de comportement dans les codes de calculs de structures devient indispensable. En effet, très peu de lois de comportement existent pour des matériaux composites élasto-viscoplastiques anisotropes : intégrant la microstructure, l'endommagement et l'effet de vitesse de déformation. L'utilisation de tels matériaux est donc limitée par la capacité à reproduire leur comportement dans les codes de calculs qui est une étape essentielle pour une utilisation industrielle. C'est dans ce cadre que s'inscrit ce travail qui vise le développement et l'implémentation d'une loi de comportement multi-échelles élasto-viscoplastique basée sur le modèle d'homogénéisation de Mori Tanaka incrémental.

L'endommagement des interfaces fibre-matrice au sein des matériaux composites est l'un des phénomènes les plus important influant sur le comportement du composite et a fait l'objet de nombreux travaux ces trente dernières années [1] [2] [3] [4] [5]. L'une des approches couramment utilisée est la modélisation par une loi de type Weibull dont les paramètres sont reliés à l'état de contrainte locales au niveau de l'interface.

L'intérêt des modèles multi-échelles est leur capacité à prendre en compte la microstructure du matériau. En effet, les procédés de fabrication des thermoplastiques renforcé en fibres de verres courtes tels que l'injection induisent aux composites des microstructures particulières et fortement dépendantes des paramètres du procédé d'injection : effet cœur-peaux [Arif]. Pour le matériau de l'étude, la microstructure est préalablement caractérisée et analysée par tomographie à rayon X.

2. Modèle viscoplastique de la matrice

Le matériau composite de l'étude est un thermoplastique semi cristallin, renforcé à 40% en masse par des fibres de verres discontinues (PPGFL40). La matrice en polypropylène (PP) possède un comportement élasto-viscoplastique. Elle sera modélisée par la loi de comportement phénoménologique DSGZ [6]. Celle-ci est capable de prendre en considération l'effet de vitesse de déformation, de la température, de l'adoucissement et du durcissement des polymères sous chargement dynamique. Le modèle DSGZ est de type phénoménologique et a été initialement développé pour les polymères vitreux ou semi cristallins. Il est basé sur quatre autres modèles de base : le modèle de Johnson-Cook, le modèle de G'Sell-Jonas, le modèle de Matsuoka et le modèle de Brooks. Cette base lui confère la capacité de prendre en compte les effets précédemment cités. Les équations constitutives du DSGZ proposées à partir des précédentes expressions, s'écrivent :

$$\sigma = K \left\{ f(\varepsilon) + \left[\frac{\varepsilon \cdot e^{\left(1 - \frac{\varepsilon}{C_3 \cdot h(\dot{\varepsilon}, T)}\right)}}{C_3 \cdot h(\dot{\varepsilon}, T)} - f(\varepsilon) \right] \cdot e^{\left[\ln(g(\dot{\varepsilon}, T)) - C_4\right] \cdot \varepsilon} \right\} \cdot h(\dot{\varepsilon}, T)$$

Où,

$$f(\varepsilon) = (e^{-C_1 \cdot \varepsilon} + e^{C_2}) (1 - e^{-\alpha \varepsilon})$$

$$h(\dot{\varepsilon}, T) = (\dot{\varepsilon})^m e^{\frac{a}{T}}$$

Où $g(\dot{\varepsilon}, T)$ est la forme adimensionnée de $h(\dot{\varepsilon}, T)$.

Dans nos précédents travaux [7], une formulation tridimensionnelle du DSGZ a été développée. Celle-ci a été implémentée selon un schéma implicite à travers un algorithme d'intégration par retour radial. L'intérêt d'une telle formulation implicite comparée au schéma explicite proposé par d'autres auteurs [6] réside dans la détermination du module tangent « consistant ». Ce dernier est utilisé pour prendre en compte le comportement viscoplastique de la matrice dans le modèle multi-échelles de Mori Tanaka incrémental. Les paramètres ont été identifiés pour la matrice de l'étude sont donnés en tableau 1 [7].

C1	C2	α	m	a	K	C3	C4
0.435	1.661	201.926	0.056	1085.935	0.84	0.1	94.863

Tableau 1 : paramètres DSGZ pour la matrice PP

3. Modèle d'endommagement statistique de l'interface fibre matrice

Les mécanismes d'endommagement du PPGFL ont été analysés par des essais in situ au MEB de flexion 3 points. Ces essais ont permis de montrer que l'endommagement du matériau est initié au niveau des pointes de fibre ou dans les zones à forte densité de fibres. Il se propage ensuite le long de l'interface fibre matrice et se traduit par une décohésion des fibres. Il finit par se propager dans la matrice sous forme de fissuration matricielle et provoque la ruine du matériau comme présenté dans la figure 1.

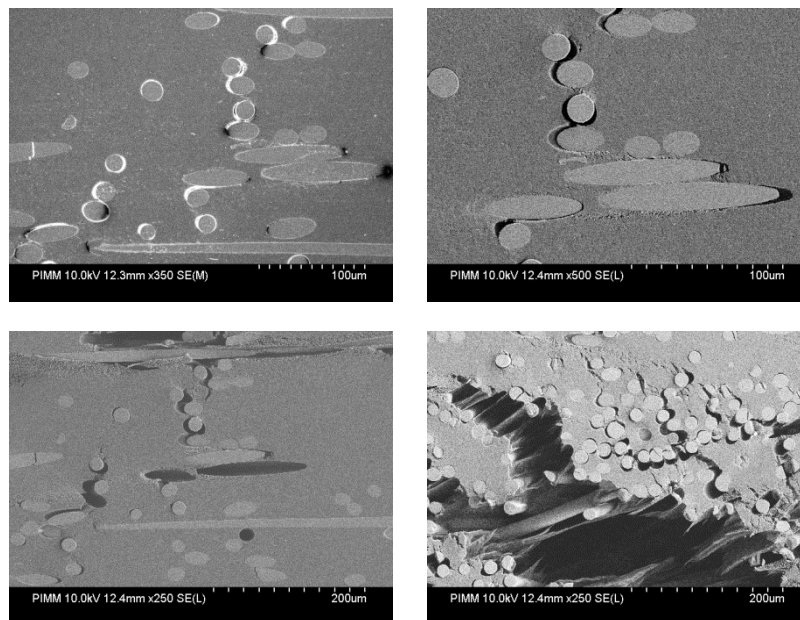


Figure 1 : mécanismes d'endommagement du composite PPGFLA0

La décohésion de l'interface fibre matrice impacte significativement l'état de contrainte des différentes phases du matériau notamment en raison de la création de surfaces libres entre les phases. Ces observations rendent la prise en compte de ces phénomènes dans le schéma d'homogénéisation avec endommagement indispensable pour une modélisation prédictive du comportement.

La loi d'évolution de l'endommagement de l'interface fibre matrice proposée est une loi basée sur un critère de rupture C de l'interface inspiré par Jendli et al. [8] dépendant des contraintes locales normale (σ_n) et tangentielle (σ_τ) estimées à l'interface. L'investigation théorique nécessaire à l'obtention des contraintes locales à l'interface a été présentée par Meraghni et al. [9]. Le critère de rupture initial est donné par l'équation suivante :

$$\left(\frac{\sigma_n}{\sigma_0}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)^2 \geq 1$$

Afin de prendre en compte le seuil de contrainte correspondant à une famille de fibre et non plus à une fibre isolée, ce critère est modulé par les variables μ et γ .

$$C(\sigma_N, \sigma_\tau) = \left(\frac{\sigma_n}{\mu\sigma_0}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\gamma\tau_0}\right)^2 \geq 1$$

Ce critère d'endommagement est introduit dans une loi d'évolution statistique de type Weibull pour définir un taux d'endommagement \dot{d} à chaque pas de chargement et dépendant de l'endommagement cumulé d . La loi d'évolution nécessite ainsi 6 paramètres et est définie par :

$$\dot{d} = d(\alpha(1 - \exp(-\left(\left(\frac{\sigma_n}{\mu\sigma_0}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\gamma\tau_0}\right)^2\right)^m))$$

Le taux d'endommagement \dot{d} traduit l'évolution du pourcentage de vides créé dans le matériau en lieu et place des fibres dont l'interface est rompue. Le taux de fibres actualisé est également affecté par ce taux. En effet, les fibres dont les interfaces sont endommagées ne transmettent plus d'effort. Ainsi, la fraction volumique des fibres saines diminue d'autant que l'augmentation de la fraction volumique de vides créés.

4. Analyse micro-tomographique de la microstructure

La modélisation par approches multi-échelles est basée sur la description de la microstructure des différentes phases qui constituent le matériau composite. Notamment les données d'orientation, de fraction volumique des phases et de leur facteur de forme sont des éléments indispensables à une modélisation du comportement global du composite. Par ailleurs, l'injection des polymères chargés en fibres courtes créer une microstructure complexe en termes d'orientation des fibres et de leur distribution dans l'épaisseur. Dans le cas d'une injection en nappe de plaques, la microstructure est dite en « cœur-peau » classiquement représentée par 5 couches dans l'épaisseur : 2 couches de peau, 2 couches intermédiaires et une couche de cœur [10] [11]

L'analyse par microtopographie à rayon X a permis d'obtenir les données de microstructure avec une résolution de 2 microns. Les échantillons de dimension 3mm x 3mm sont prélevés au centre des plaques injectées.

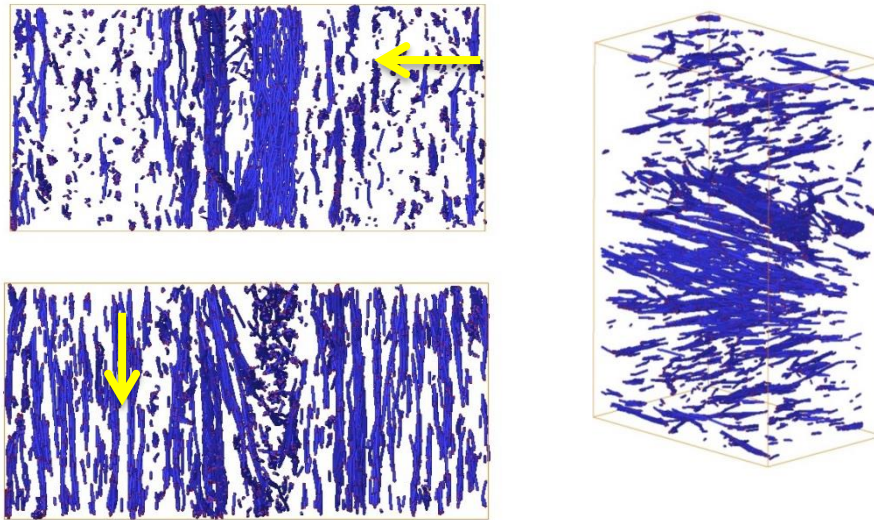


Figure 2 : visualisation de la microstructure du composite. La flèche indique la direction de l'écoulement

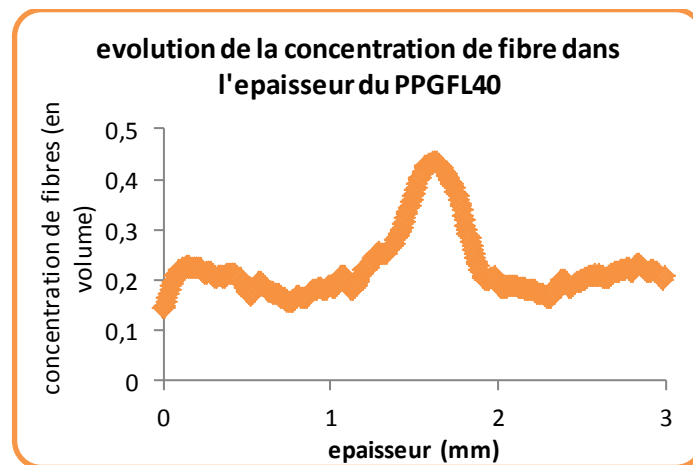


Figure 3 : évolution de la concentration des fibres dans l'épaisseur

La figure 2 représente les résultats obtenus en 3 dimensions avec l'orientation de l'écoulement indiqué par les flèches. On observe bien la structure cœur-peau avec une zone de cœur qui s'étend sur 22% de l'épaisseur. Les zones de peau sont négligeables, elles ne représentent que 1% de l'épaisseur du matériau. Les zones intermédiaires quant à elles représentent 39 et 37% de l'épaisseur. Le diamètre des fibres est mesuré à 19 microns en moyenne avec une longueur moyenne de 1mm. Enfin la concentration de fibre évolue en fonction de l'épaisseur et est donnée en figure 3.

5. Homogénéisation multi échelles de mori Tanaka incrémentale

Le comportement viscoplastique de la matrice et la loi d'évolution de l'endommagement de l'interface non linéaire rendent inappropriée l'utilisation d'un module effectif constant des différentes phases. Le recours aux modules tangents reliant les champs de contraintes et de déformation aux différentes phases de la modélisation et à une méthode de Mori Tanaka incrémentale est donc requis. L'approche incrémentale de Mori Tanaka est couramment utilisée pour modéliser le comportement de matériaux composite notamment en raison de sa capacité à

prendre en compte l'interaction entre les phases de fibres [12]. Celles-ci sont réparties de manière isotrope, et noyées dans une matrice infinie soumise à la déformation moyenne de la matrice. La formulation incrémentale est identique à celle utilisée par Despringre et al. [4] Celle-ci est pilotée par la déformation moyenne $\Delta\bar{\epsilon}$. Les déformations locales des différentes phases i sont déterminées à l'aide des tenseurs de localisation A^i par les équations :

$$\Delta\bar{\epsilon}^i = A^i \Delta\bar{\epsilon}$$

$$A^i = T^i \left(\sum_{i=0}^n f_i T^i \right)^{-1}$$

Avec T^i le tenseur d'interaction de la phase i dépendant du module tangent de la phase considérée. Ainsi les tenseurs de localisation sont dépendant des modules tangents de chaque phase, eux-mêmes dépendant des déformations moyenne des phases, elles-mêmes dépendantes des tenseurs de localisation. La résolution se fait donc par itération.

Le module tangent obtenu, et les contraintes déterminées, le comportement global du matériau composite est donné par les relations :

$$\bar{L} = \sum_{i=0}^n f_i L^i : A^i$$

$$\bar{\sigma} = \sum_{i=0}^n f_i \sigma^i$$

Avec L^i le module tangent de chaque phase et f_i la fraction volumique.

6. Identification et validation du modèle par comparaison avec des essais dynamiques

1.1 Procédure expérimentale et description des matériaux

Des essais de traction à différentes vitesses sont effectués à l'aide d'une machine de traction servo hydraulique sur du polypropylène chargé à 40% en masse de fibres de verre. Les essais sont effectués sur des éprouvettes prélevées au centre de plaques de dimensions 180 X 240mm obtenues par procédé d'injection. En raison de la microstructure complexe du matériau due au procédé d'injection, le matériau est considéré orthotrope. Les éprouvettes sont prélevées dans deux direction : à 0° et à 90° par rapport au sens de l'écoulement. Les dimensions des éprouvettes sont données dans la figure 4. Ces dernières ont été optimisée pour des vitesses de déformations allant jusqu'à $200s^{-1}$.

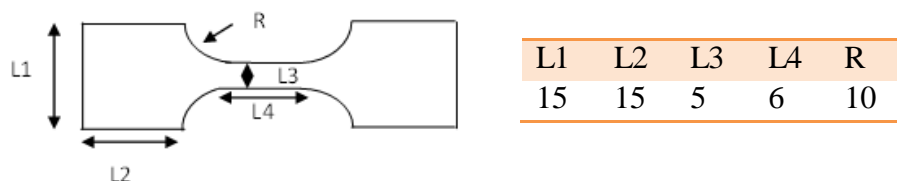


Figure 4 : dimension des éprouvettes

La mesure des déformations est effectuée par une méthode sans contact de suivi de marqueurs à l'aide une caméra rapide. Les essais sont effectués pour des vitesses de déformation de $0.1s^{-1}$ à $170s^{-1}$.

1.2 Identification et comparaison

Les 6 paramètres d'endommagement sont identifiés par méthode inverse à l'aide d'une routine développée sous C++. Les résultats d'essais de traction avec des éprouvettes orientées à 0° et à 90° par rapport au sens de l'injection des plaques, pour des vitesses de déformation différentes ont permis de déterminer les paramètres matériaux. Le tableau 2 synthétise les résultats obtenus.

σ_0	τ_0	μ	γ	α	m
270	57	85	45	0.7	0.82

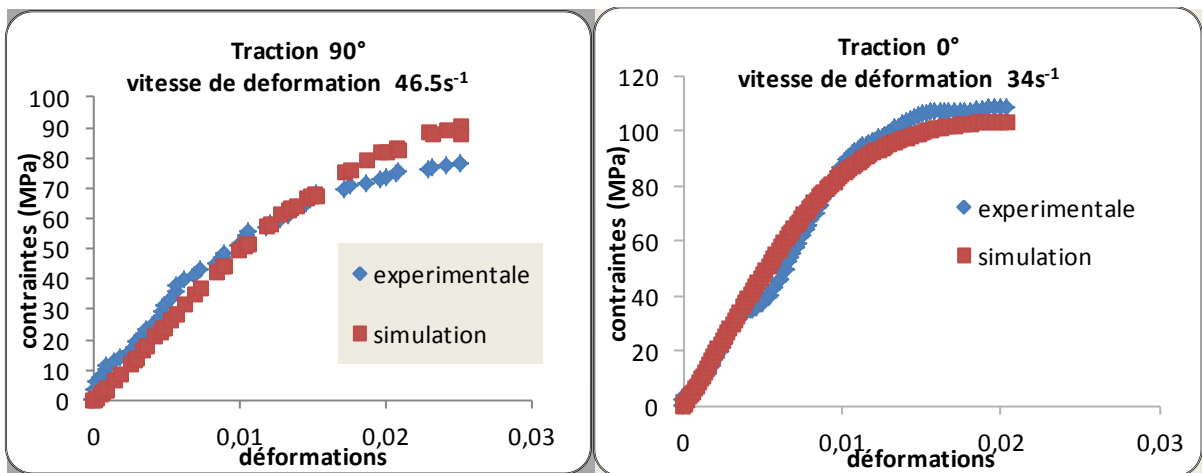
Tableau 2 : paramètres de la loi d'endommagement

La microstructure étudiée par microtopographie a permis d'identifier les données d'entrée en termes de microstructures nécessaires au calcul d'homogénéisation. Ces dernières sont répertoriées dans le tableau 3.

phase	Fraction volumique initiale	Rapport de forme	Comportement	Module (MPa)
matrice	57	85	Elasto - viscoplastique	1627
Fibre 0°	0.13	50	Elastique	70000
Fibres 90°	0.05	50	Elastique	70000
Fibres 45°	0.005	50	Elastique	70000
Fibres 135°	0.005	50	élastique	70000

Tableau 3: données de microstructure pour la simulation

Les courbes simulées obtenues par simulation sont comparées aux résultats expérimentaux. Les résultats sont donnés dans la figure 5.



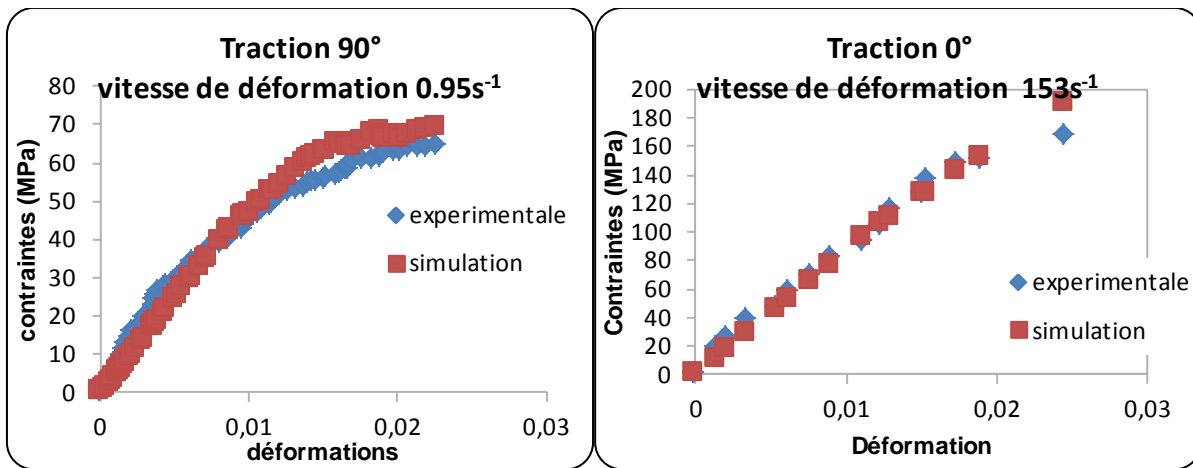


Figure 5 : comparaison des courbes simulée par le modèle d'homogénéisation endommageable avec les résultats expérimentaux en essais de traction sur des éprouvettes en sens longitudinal (0°) et transverse (90°)

Les résultats obtenus montrent une bonne concordance entre les résultats expérimentaux et les simulations. Notamment, l'évolution du comportement en fonction de la vitesse de déformation est respectée. Les comparaisons ont été effectuées sur de des courbes de traction pour des vitesses allant de $1s^{-1}$ à $153s^{-1}$. L'écart maximum observé est de 13% pour un essai en sens longitudinal à une vitesse de déformation de $153s^{-1}$. Cet écart reste dans la zone de dispersion des résultats pour cet essai qui est de 20%. Le modèle ainsi développé reproduit de manière fiable le comportement anisotrope élasto-viscoplastique du matériau composite.

7. Conclusion

La loi de comportement proposée dans ces travaux a été implémentée et identifiée sur un matériau composite anisotrope élasto-viscoplastique. Elle est basée sur un modèle d'homogénéisation de Mori Tanaka incrémental qui permet l'homogénéisation de composites à matrice inélastique. En effet, la phase de la matrice polymère est modélisée par une loi de comportement viscoplastique et intégrée de manière implicite pour obtenir le module tangent consistant à chaque pas de chargement. Une analyse expérimentale de l'endommagement par essais in situ sous MEB a été menée afin de déterminer les mécanismes d'endommagement prépondérant qui interviennent dans le comportement du composite. L'analyse par microtomographie de la microstructure complexe du composite obtenu par injection a permis de déterminer de manière fine les données matériaux de la simulation. Les résultats obtenus ont été comparés aux analyses expérimentales à différentes vitesses de sollicitations. Une bonne concordance entre les résultats expérimentaux et ceux simulés est observée.

Le modèle multi-échelles ainsi développé a pour vocation d'être utilisé par la suite comme machine d'essais virtuels pour identifier les lois de comportement de modèles macroscopique phénoménologiques anisotropes utilisés dans les codes de calculs par éléments finis pour le calcul de structures.

Références

- [1] B. R. KIM et H. K. LEE, «Elastic-damage Modeling for Particulate Composites Considering Cumulative Damage,» *International Journal of DAMAGE MECHANICS*, vol. 20, pp. 131-158, 2011.
- [2] L. Sun et J. Ju, «Effective Elastoplastic Behavior of Metal Matrix Composites Containing Randomly Located Aligned Spheroidal Inhomogeneities, Part II: Applications,» *International Journal of Solids and Structures*, vol. 38, 2001.
- [3] G. Dvorak, *Plasticity Theories for Fibrous Composite Materials*, boston: Everett, R.K. and Arsenault, R.J., 1991.
- [4] N. Despringre, Y. Chemisky, K. Bonnay et F. Meraghni, «Micromechanical modeling of damage and load transfer in particulate composites with partially debonded interface,» *Composite Structures*, vol. 155, pp. 77-88, 2016.
- [5] J. Qu, «The Effect of Slightly Weakened Interfaces on the Overall Elastic Properties of Composite Materials,» *Mechanics of Materials*, vol. 14, 1993.
- [6] Y. Duan, A. Saigal, R. Greif et M. Zimmerman, «a uniform phenomenological constitutive model for glassy and semicrystalline polymers,» *Polymer engineering and science*, vol. 41, n° 18, pp. 1322-1328, 2001.
- [7] N. Achour, G. Chatzigeorgiou, M. Fodil, Y. Chemisky et J. Fitoussi, «implicit implementation and consistent tangent modulus of DSGZ model for polymers,» *international journal of mechanical sciences*, vol. 103, pp. 297-305, 2015.
- [8] Z. Jendli, F. Meraghni, J. Fitoussi et D. Baptiste, «Multi-scales modelling of dynamic behaviour for discontinuous fibre SMC composites,» *composite sciences and technology*, vol. 69, n° 11, pp. 97-103, 2009.
- [9] F. Meraghni, C. Blakeman et M. Benzeggagh, «Effect of interfacial decohesion on stiffness reduction in a random discontinuous-fibre composite containing matrix microcracks,» *Compos Sciences and Technology*, vol. 56, n° 15, pp. 541-555, 1996.
- [10] A. Megally, *Etude et Modélisation de l'orientation des fibres dans des thermoplastiques renforcés*, thèse des mines de Paris, 2005.
- [11] M. Arif, F. Meraghni, Y. Chemisky, N. Despringre et G. Robert, «In situ damage mechanisms investigation of PA66/GF30 composite: Effect of relative humidity,» *Composites: Part B*, vol. 58, pp. 487-495, 2014.
- [12] F. Desrumaux, F. Meraghni et M. Benzeggagh, «Generalised Mori-Tanaka scheme to model anisotropic damage using numerical Eshelby tensor,» *Journal of Composite Materials*, vol. 35, n° 17, pp. 603-624, 2001.