

Modélisation thermomécanique du comportement non linéaire des matériaux composites bio-sourcés

Thermomechanical modelling of the nonlinear behaviour of bio-based composite materials

Wiyao Azoti^{1,2}, Hamdi Jmal¹, Charles Francart¹, Nadia Bahlouli¹,

Alain Bourmaud³, Antoine Kervoëlen³, Jean-Laurent Pradel⁴, Jérôme Bouchet⁵, Ivan Roche⁶

- 1 : ICube, Université de Strasbourg, CNRS 2-4 rue Boussingault, 67000 Strasbourg, France
e-mail : azoti@unistra.fr, jmal@unistra.fr, nadia.bahlouli@unistra.fr, francartcharles@gmail.com
- 2 : ECAM Strasbourg-Europe, Département Energie, 2 rue de Madrid, 67300 Schiltigheim, France
e-mail : wiyao.azoti@ecam-strasbourg.eu
- 3: Univ. Bretagne Sud, UMR CNRS 6027, IRDL, F-56100 Lorient, France
e-mail : alain.bourmaud@univ-ubs.fr, antoine.kervoelen@univ-ubs.fr
- 4: Addiplast Group, ZI de Campine, 43620- St-Pal-de-Mons, France
e-mail : jl.pradel@addiplast-group.com
- 5: Copfimo, 37 boulevard la nation, 43120 Monistrol sur Loire, France
e-mail : j.bouchet@copfimo.fr
- 6: « PSA Groupe », Centre Technique de Vélizy, Route de Gisy, 78943 Vélizy Villacoublay, France
e-mail : ivan.roche@mpsa.com

Résumé

Les propriétés non linéaires des composites bio-sourcés sous un chargement thermomécanique sont étudiées dans ce travail. L'approche, basée sur un formalisme micromécanique, dérive les propriétés thermoélastiques du bio-composite. Elle prend également en compte l'anisotropie du matériau par les textures morphologique et topologique de la microstructure. L'extension du modèle micromécanique au comportement non linéaire est obtenue de la linéarisation des équations constitutives locales. Celle-ci est basée sur la théorie du J_2 en plasticité. Les modules tangents algorithmiques obtenus sont utilisés comme propriétés des phases dans d'homogénéisation micromécanique. Les résultats numériques sont comparés aux données de la littérature. Une application a été effectuée sur un composite de fibres de lin noyées dans une matrice polypropylène PP en fonction de la vitesse de déformation, la fraction volumique et la température.

Abstract

In this work, the nonlinear properties of bio-based composite materials are derived for a thermomechanical loading. The thermo-elastic problem of the composite is firstly solved by a micromechanics approach. It accounts for the material anisotropy through the morphological and topological textures. Next, the nonlinear response is established in the framework of the J_2 plasticity. The obtained algorithmic tangent operator for each constituent is used as uniform modulus for homogenisation purpose. Numerical results are compared with data from the open literature. Applications, which are conducted on a flax fibres/polypropylene PP composite, highlight the influence of the strain rate, and the volume fraction as well as the temperature on the effective properties.

Mots Clés : fibres végétales, micromécanique, propriétés effectives, élasto-(visco)plasticité.

Keywords : vegetal fibres, micromechanics, effective properties, elasto-(visco)plasticity.

1.Introduction

L'utilisation de fibres végétales comme renforts de composites à matrice polymère permet d'allier de bonnes propriétés mécaniques à un bon comportement au recyclage. Ces fibres végétales représentent un bon compromis aux fibres de verre en termes de consommation d'énergie de biodégradabilité et de pollution [1, 2]. Elles sont par conséquent utilisées dans les matériaux composites bio-sourcés qui sont en voie de développement dans le domaine de l'automobile [3]. En effet, les composites bio-sourcés offrent des solutions d'allègement de structures participant ainsi à la réduction de l'empreinte carbone. Par ailleurs, les matériaux composites sont souvent sollicités en chargements thermomécaniques. L'étude des propriétés thermomécaniques permet une meilleure compréhension

de leur comportement. Elle permet une estimation précise de la fiabilité des matériaux composites sous sollicitations multi-physiques. Plusieurs travaux abordent d'une part l'impact de la teneur en fibres [4] et des traitements interfaciaux [5] sur les propriétés mécaniques et thermiques des composites bio-sourcés. D'autre part, l'effet de l'anisotropie induite par les fibres [6, 7] est également étudié. Afin d'obtenir les propriétés effectives, il est utile de déterminer les propriétés des fibres et de la matrice. En effet, Charlet et al. [2] ont étudié les propriétés mécaniques en traction de la fibre de lin et du composite fibres de lin/polyester. Ils montrent que la résistance à la traction de la fibre est comprise entre 500 et 800 MPa avec un module d'élasticité approchant 30 GPa. Des études menées par Bailey et Bourmaud [8] ont permis de caractériser en traction les propriétés mécaniques de différentes variétés de fibres de lin en fonction de leur morphologie. Ces auteurs déterminent un diamètre moyen des fibres de $16.8 \pm 2.7 \mu\text{m}$. Egalement, ils obtiennent en moyenne pour les fibres testées un module d'élasticité de $52.5 \pm 8.6 \text{ GPa}$, une résistance en traction de $945 \pm 200 \text{ MPa}$ et une déformation à la rupture de $2.07 \pm 0.45 \%$. Scida et al. [9] ont déterminé les propriétés élastiques du composite tissé fibres de lin/epoxy en prenant en compte l'anisotropie due à la morphologie des fibres. Outre l'anisotropie, les composites présentent également des comportements non linéaires avec des dépendances à la vitesse de déformation et à la température. Les propriétés effectives sont obtenues par des approches micromécaniques qui prennent en compte les lois d'interactions des constituants aussi bien pour le comportement thermoélastique [10] que pour le comportement non linéaire en élasto-plasticité [11]. Une prise en compte des dépendances à la vitesse de déformation en viscoplasticité est étudiée dans les travaux de Miled et al. [12, 13] pour les composites à matrice polymère.

L'objectif de ce travail est de développer une approche multi-échelle considérant les propriétés des fibres de lin dans une matrice polymère. Un formalisme micromécanique basé sur les lois d'interactions des constituants est adopté. Cette approche permet de résoudre dans un premier temps le problème thermoélastique du composite. Ensuite, l'extension du modèle micromécanique au comportement non linéaire élasto-(visco)plastique est obtenue par la linéarisation des équations constitutives locales et la définition des propriétés tangentes algorithmiques. Un couplage des champs thermomécaniques et du comportement non linéaire est alors effectué pour des transformations isothermes. Des applications, sur un composite bio-sourcé fait de fibres de lin noyées dans une matrice polypropylène PP, ont été réalisées en fonction de la fraction volumique, la vitesse de déformation et de l'incrément de température.

2. Homogénéisation micromécanique

2.1. Réponse thermoélastique

L'étude considère un volume élémentaire représentatif (VER) en équilibre sous un champ de déformation compatible. Suivant cette hypothèse, la déformation totale $\boldsymbol{\varepsilon}(r)$ se décompose en une partie élastique $\boldsymbol{\varepsilon}^e(r)$ et une partie thermique $\boldsymbol{\varepsilon}^\theta(r)$ telle que :

$$\boldsymbol{\varepsilon}(r) = \boldsymbol{\varepsilon}^e(r) + \boldsymbol{\varepsilon}^\theta(r) \quad (1)$$

A l'échelle locale, le comportement du matériau est décrit par le biais de son tenseur des propriétés élastiques $\boldsymbol{c}(r)$ et celui de la dilatation thermique $\boldsymbol{\alpha}(r)$. La loi de comportement locale prend la forme :

$$\boldsymbol{\sigma}(r) = \boldsymbol{c}(r) : \boldsymbol{\varepsilon}(r) - \Delta\theta\boldsymbol{\beta}(r) \quad (2)$$

avec $\Delta\theta$ représentant l'incrément de température. Le tenseur des dilatations thermiques s'écrit $\boldsymbol{\beta}(r) = \mathbf{c}(r) : \boldsymbol{\alpha}(r)$ tandis que la déformation thermique s'écrit $\boldsymbol{\varepsilon}^\theta(r) = \Delta\theta\boldsymbol{\alpha}(r)$. L'obtention des propriétés homogénéisées se fait par une étape de localisation. Cette étape relie les grandeurs locales aux grandeurs globales par le biais des tenseurs de localisation :

$$\begin{cases} \boldsymbol{\varepsilon}(r) = \mathbf{A}(r) : \mathbf{E} + \Delta\theta\mathbf{a}(r) \\ \boldsymbol{\sigma}(r) = \mathbf{B}(r) : \boldsymbol{\Sigma} + \Delta\theta\mathbf{b}(r) \end{cases} \quad (3)$$

où $\mathbf{A}(r)$ et $\mathbf{B}(r)$ représentent les tenseurs de localisation élastique en déformation et en contrainte respectivement. Les grandeurs $\mathbf{a}(r)$ et $\mathbf{b}(r)$ représentent les tenseurs de localisation thermique en déformation et contrainte respectivement. Enfin l'étape d'homogénéisation utilise la technique de la moyenne $\overline{(\bullet)} = \frac{1}{V} \int_V (\bullet) dV$ pour obtenir les propriétés thermoélastiques effectives telles que:

$$\begin{cases} \mathbf{C}^{eff} = \overline{\mathbf{c}(r) : \mathbf{A}(r)} \\ \boldsymbol{\beta}^{eff} = \overline{\boldsymbol{\beta}(r) - \mathbf{c}(r) : \mathbf{a}(r)} \\ \boldsymbol{\alpha}^{eff} = (\mathbf{C}^{eff})^{-1} : \boldsymbol{\beta}^{eff} \end{cases} \quad (4)$$

L'utilisation de l'hypothèse de l'inclusion ellipsoïdale d'Eshelby [14] et du schéma micromécanique de Mori-Tanaka [15] permet d'obtenir les propriétés thermomécaniques effectives dans le cas d'une modélisation multi-site [10] comme suit:

$$\begin{cases} \mathbf{C}^{eff} = \mathbf{c}^M + f_I \Delta\mathbf{c} : \mathbf{R}^I : \mathbf{A}^M \\ \boldsymbol{\beta}^{eff} = \boldsymbol{\beta}^M + f_I [\Delta\boldsymbol{\beta} + \Delta\mathbf{c} : (\mathbf{A}^M : \mathbf{r}^I - \mathbf{a}^M)] \\ \boldsymbol{\alpha}^{eff} = (\mathbf{C}^{eff})^{-1} : \boldsymbol{\beta}^{eff} \end{cases} \quad (5)$$

Dans l'Eq. (5), f_I décrit la fraction volumique d'inclusions tandis que \mathbf{c}^M représente les propriétés élastiques de la matrice. La grandeur $\Delta\mathbf{c} = \mathbf{c}^I - \mathbf{c}^M$ correspond à la différence de propriétés entre l'inclusion et la matrice. $\boldsymbol{\beta}^M$ représente la contrainte thermique de la matrice et $\Delta\boldsymbol{\beta} = \boldsymbol{\beta}^I - \boldsymbol{\beta}^M$ définit la différence thermique entre l'inclusion et la matrice. Les expressions des différents tenseurs de localisation en déformation élastique \mathbf{A}^M et thermique \mathbf{a}^M peuvent être retrouvées dans les travaux de Kpobie et al. [10].

2.2. Réponse viscoplastique (VP)

Les équations viscoplastiques sont dérivées du potentiel de dissipation \mathbf{F} résultant d'une **transformation isotherme** telles que :

$$\mathbf{F} = f + F_X + F_D \quad (6)$$

En l'absence d'écrouissage cinématique $F_X = 0$ et sans endommagement $F_D = 0$, le comportement non linéaire du composite est décrit par le modèle classique de la plasticité J_2 avec un écrouissage isotrope. En conséquence, le potentiel de dissipation est donné par [13]:

$$\mathbf{F} = f(\boldsymbol{\sigma}_{eq}, p, \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}) = \boldsymbol{\sigma}_{eq} - [\boldsymbol{\sigma}_y(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}) + R(p)] \quad (7)$$

avec $\boldsymbol{\sigma}_{eq}$ représentant la contrainte équivalente de Von-Mises. $\boldsymbol{\sigma}_y$ dénote la contrainte indiquant la limite d'élasticité (qui peut dépendre de la vitesse de déformation) et $R(p)$ est la fonction d'écrouissage. Le taux de déformation viscoplastique correspond à :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} = g_v(\sigma_{eq}, p, \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}) \frac{\partial \mathbf{F}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad (8)$$

où g_v représente une fonction viscoplastique de type Norton. La déformation viscoplastique cumulée p est donnée par :

$$\begin{cases} p(t) = \int_0^t \dot{p}(\tau) d\tau \\ \dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp}} \end{cases} \quad (9)$$

et le multiplicateur viscoplastique \dot{p} est défini par la fonction viscoplastique g_v telle que:

$$\begin{cases} \dot{p} = 0 & \text{si } f \leq 0 \\ \dot{p} = g_v(\sigma_{eq}, p, \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}) & \text{si } f > 0 \end{cases} \quad (10)$$

2.3. Module tangent algorithmique

En considérant les incréments de contrainte et de déformation finis dans chaque phase du matériau, un opérateur tangent algorithmique \mathbf{C}^{alg} peut être dérivé d'une linéarisation des équations constitutives discrétisées dans l'intervalle de temps $[t_n; t_{n+1}]$ tel que [16]:

$$\delta \boldsymbol{\sigma}(t_{n+1}) = \mathbf{C}^{alg} : \delta \boldsymbol{\varepsilon}(t_{n+1}) \quad (11)$$

L'utilisation d'un algorithme de retour radial en élasto-viscoplastique (EVP) et du schéma d'intégration implicite d'Euler permet l'obtention de l'opérateur tangent algorithmique par [13]:

$$\begin{cases} \mathbf{C}^{alg} = \mathbf{C}^{el} - \frac{(2G)^2}{h_v} \mathbf{N} \otimes \mathbf{N} - (2G)^2 \frac{\sigma_{eq} \Delta p}{\sigma_{eq} + 3G \Delta p} \frac{\partial \mathbf{N}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \\ \mathbf{C}^{el} = 2G \mathbf{I}^{dev} + 3K \mathbf{I}^{vol} \\ h_v = \frac{1}{(\Delta t) g_{,\sigma}} + 3G - \frac{g_{,p}}{g_{,\sigma}} \end{cases} \quad (12)$$

Les expressions de $g_{,\sigma}$ et $g_{,p}$ dépendent de la fonction viscoplastique VP considérée. Dans le cas d'une fonction VP de type Norton, deux paramètres sont à définir : le module viscoplastique (κ) et l'exposant (m) qui apparaissent comme suit :

$$g_{v(\sigma_{eq}, p)} = \begin{cases} \kappa \left(\frac{f}{\sigma_y + R(p)} \right)^m & \text{si } f > 0 \\ 0 & \text{si non} \end{cases} \quad (13)$$

Pour ce cas :

$$g_{,\sigma} = m \frac{g_v}{f}; \quad g_{,p} = -m g_v \frac{dR}{dp} \left(\frac{1}{f} + \frac{1}{\sigma_y + R(p)} \right); \quad h_v = \frac{f}{m g_v (\Delta t)} + 3G + \frac{dR}{dp} \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y + R(p)} \quad (14)$$

L'opérateur tangent algorithmique obtenu de l'équation (12) servira de propriétés de la phase non linéaire dans le processus d'homogénéisation obtenu par les équations (4)-(5). A partir de ce modèle, des validations et applications numériques seront effectuées sur des données de la littérature et des composites à fibres naturelles.

3. Applications numériques

3.1. Comparaison aux travaux de la littérature

Dans le cas d'un composite de fibres de verre noyées dans une matrice époxy étudié par Kpobie et al. [10], les inclusions sont considérées cylindriques, isotropes et possèdent les propriétés thermoélastiques données par la Table 1. La figure 1-a montre l'évolution du coefficient de dilatation thermique (CTE) en fonction de la fraction volumique des fibres. Elle décrit également l'anisotropie de cette propriété dans les directions transverse et longitudinale donnée par α_T^{eff} et α_L^{eff} .

Propriétés	Inclusions (Fibres de verre)	Matrice (Epoxy)
Module de Young (GPa)	72	2.76
Coefficient de Poisson	0.2	0.35
CTE ($10^{-6}K^{-1}$)	5	54

Tab. 1. Propriétés des phases thermoélastiques du composite fibres de verre/époxy [10].

Les résultats sont comparés aux prédictions de Kpobie et al. [10]. L'évolution de α_T^{eff} présente un comportement non-monotone. Au-delà de la fraction volumique $f_v \approx 0.05$ α_T^{eff} reste supérieur à celui de l'époxy et n'est pas borné par les CTEs des phases constitutives. Ce comportement s'explique par la dépendance complexe de ce paramètre décrit par Kpobie et al. [10]. Aussi, la différence entre α_T^{eff} et celui prédit par Kpobie et al. [10] s'explique par le choix du voisinage dans la définition des interactions des inclusions dans le cas du schéma multi-site. Dans la direction longitudinale, α_L^{eff} obéit à un comportement monotone décroissant et se situe dans les bornes de la matrice et de l'inclusion. Un bon agrément a été trouvé par rapport au résultat décrit dans [10]. Par ailleurs, la figure 1-b montre l'évolution du comportement effectif non linéaire d'un composite de particules sphériques de verre noyées dans une matrice polycarbonate. La matrice est régie par un écrouissage isotrope tel que $R(p) = kp^n$. Les propriétés des phases constituantes sont issues des travaux de Miled et al. [13] et présentées par la Table 2. Pour une fraction volumique de 15% d'inclusions, les résultats du présent travail (Mori-Tanaka MT et Mori-Tanaka généralisé GMT) sont comparés à la méthode affine et éléments finis EF utilisés dans les travaux de Miled et al. [13].

Matrice (Polycarbonate)						Inclusions (Verre)		
Module de cisaillement G (MPa)	Module de compressibilité K (MPa)	Paramètres d'écrouissage		Paramètres viscoplastiques		Contrainte Limite d'élasticité σ_Y (MPa)	Module de Young E (MPa)	Coefficient de Poisson ν
		k (MPa)	n	K (s^{-1})	m			
1074	3222	150	0.43	150	1	35	76000	0.22

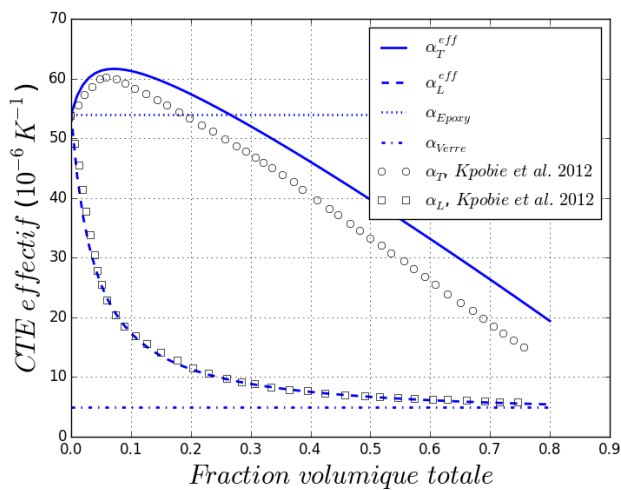
Tab. 2. Propriétés des phases du composite particules de verre/polycarbonate [13].

Module de Young E (GPa)	Coefficient de Poisson ν	Contrainte Limite d'élasticité σ_Y (MPa)	CTE $10^{-6} K^{-1}$	Rapport de forme L/D	Paramètres d'écroutissage		Paramètres viscoplastiques	
					k (MPa)	n	κ (s $^{-1}$)	m
14.5	0.27	-	83	58	-	-	-	-

Tab. 3. Propriétés thermomécaniques des fibres de Lin

Module de Young E (GPa)	Coefficient de Poisson ν	Contrainte Limite d'élasticité σ_Y (MPa)	CTE $10^{-6} K^{-1}$	Rapport de forme L/D	Paramètres d'écroutissage		Paramètres viscoplastiques	
					k (MPa)	n	κ (s $^{-1}$)	m
1.66	0.36	26	72	-	154.3	0.489	150	5

Tab. 4. Propriétés thermomécaniques de la matrice polymère PP



(a) Propriétés thermiques d'un composite fibres de verre/Epoxy

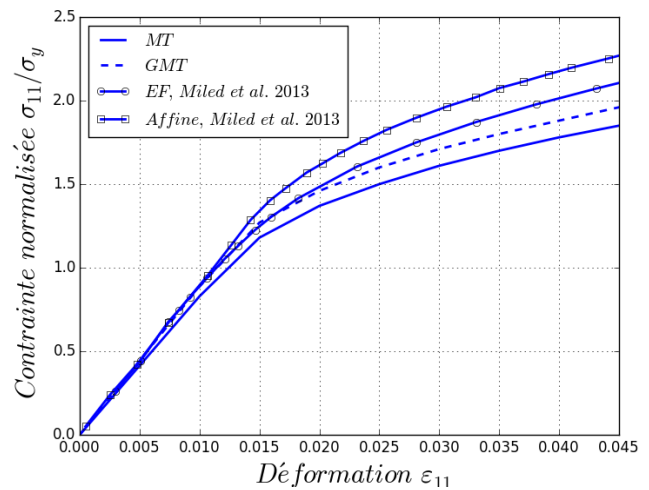

 (b) Composite de particules de verre/polycarbonate à $\dot{\epsilon} = 5.10^{-3} s^{-1}$

Fig. 1. Propriétés effectives de composites renforcés par des particules ou fibres de verre

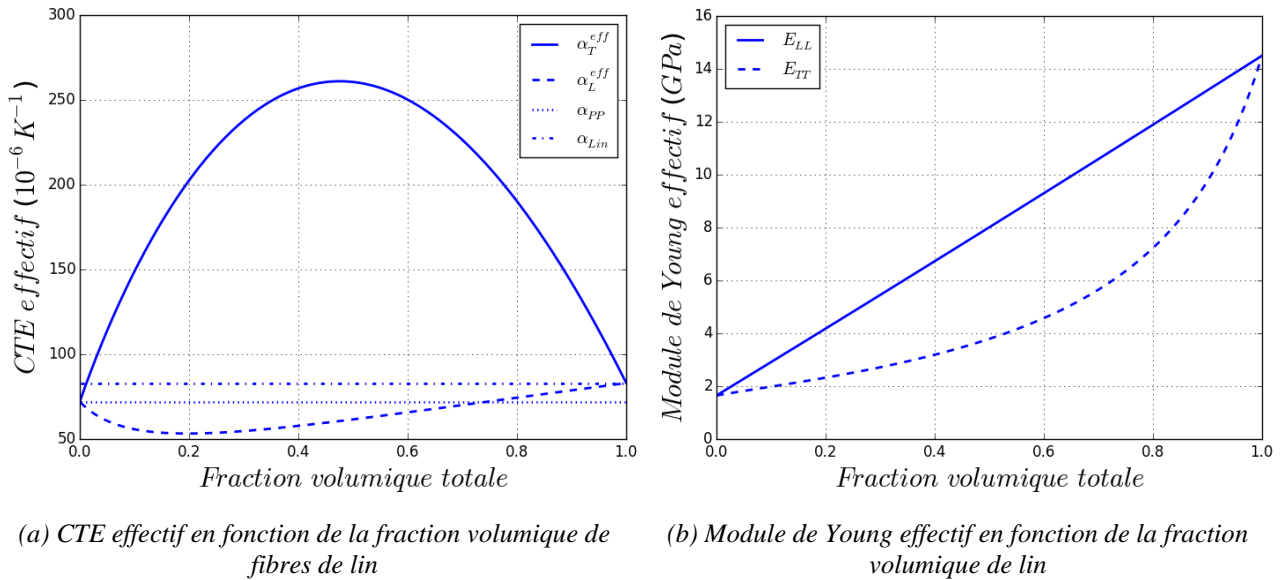


Fig. 2. Propriétés thermoélastiques effectives du composite fibres de lin/PP

3.2. Application à un composite de fibres de Lin/Polypropylène PP

Comme renforts végétaux, des fibres de lins sont considérées élastiques et isotropes. Les propriétés thermomécaniques de ces renforts sont données par la Table 3. La texture morphologique des renforts est caractérisée par le facteur de forme L/D . Le polypropylène (PP) est considéré comme étant la matrice. Son comportement non linéaire est décrit par un écoulement isotrope $R(p) = kp^n$. Les propriétés thermomécaniques de la matrice PP sont données par la Table 4. La réponse macroscopique est étudiée sous un chargement uniaxial transverse. Ce chargement est donné en forme d'incrément de déformation $\Delta \mathbf{E} = \Delta E \boldsymbol{\Psi}$ tel que $\boldsymbol{\Psi} = \mathbf{e}_3 \otimes \mathbf{e}_3 - \frac{1}{2}[\mathbf{e}_1 \otimes \mathbf{e}_1 + \mathbf{e}_2 \otimes \mathbf{e}_2]$.

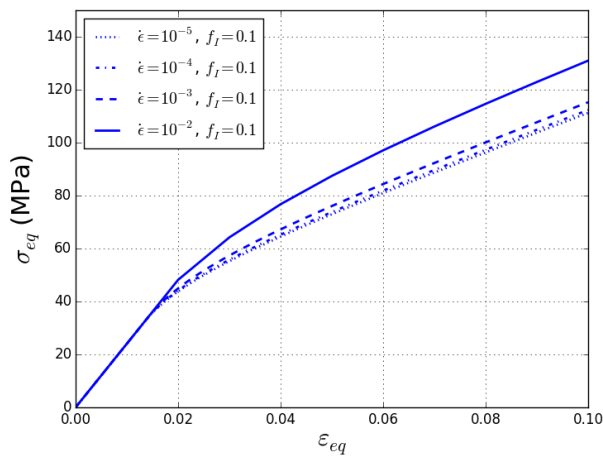
La figure 2 présente les propriétés thermoélastiques du bio-composite en termes de CTE et des modules de Young effectifs en fonction de la fraction volumique. Une évolution non monotone est observée sur la figure 2-a pour le CTE dans les directions transverse α_T^{eff} et longitudinale α_L^{eff} . Dans la direction transverse α_T^{eff} évolue de façon parabolique avec un maximum à la fraction volumique $f_v \approx 0.5$. Une décroissance de α_L^{eff} dans la direction longitudinale est obtenue jusqu'à $f_v \approx 0.2$ suivie alors d'une augmentation de cette propriété avec l'évolution de la fraction volumique. Concernant les modules de Young effectifs, la figure 2-b présente leur évolution dans les directions longitudinale E_{LL} et transversale E_{TT} des fibres. Les résultats indiquent une augmentation des deux modules avec la fraction volumique. E_{LL} présente une évolution linéaire correspondant à une rigidification du bio-composite dans la direction de la fibre tandis que E_{TT} montre une croissance non linéaire.

Par ailleurs, la figure 3 illustre le comportement non linéaire du composite en fonction de divers paramètres de conception tels que, la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$, la fraction volumique de fibres f_v et l'incrément de température $\Delta\theta$. En effet, les figures 3.a-b montrent l'influence de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$. Il en résulte une perte de ductilité du composite avec l'augmentation de $\dot{\epsilon}$. La figure 3-a concerne les faibles vitesses de déformation tandis que la figure 3-b montre l'impact des vitesses de déformation élevées. La figure 3-c étudie l'influence de la fraction volumique sur la réponse contrainte-déformation macroscopique. Il en résulte une amélioration du module de Young, de la contrainte limite d'élasticité σ_y et de l'écrouissage avec l'augmentation de la fraction volumique des

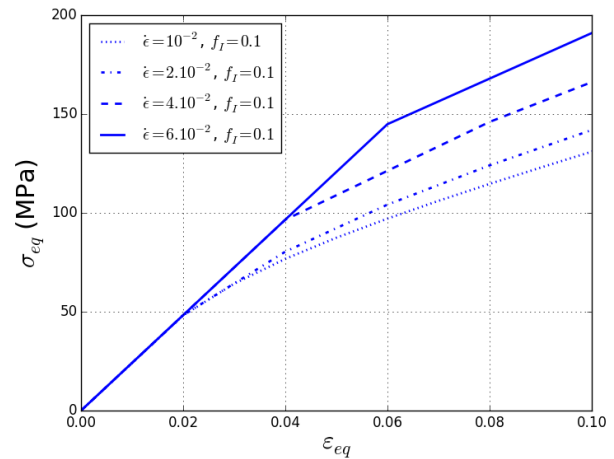
fibres. Enfin, l'influence de l'incrément de température $\Delta\theta$ a été analysée à la figure 3-d. Il en ressort que plus $\Delta\theta$ augmente, plus la réponse contrainte-déformation du composite se dégrade. L'augmentation de la température exerce de ce fait un effet décroissant sur les performances mécaniques du composite.

4. Conclusion

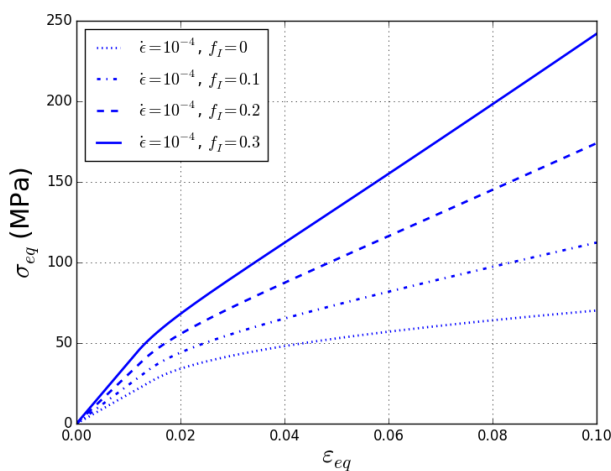
Partant du problème thermoélastique du matériau hétérogène et des équations relatives à la non linéarité élasto-viscoplastique des phases, un modèle multi-échelle a été développé pour les matériaux composites. Le modèle rend compte de l'anisotropie due aux textures morphologique et topologique des phases. Différents paramètres de conception sont analysés dont la fraction volumique, la vitesse de déformation et la température. Les résultats numériques ont été comparés aux travaux issus de la littérature. Finalement, des applications, sur un composite bio-sourcé constitué de fibres de lin noyées dans une matrice polypropylène PP, ont été réalisées. En perspective à cette étude, le comportement non linéaire pourrait être étendu à l'endommagement et aux phénomènes de localisation de déformation dans les matériaux.



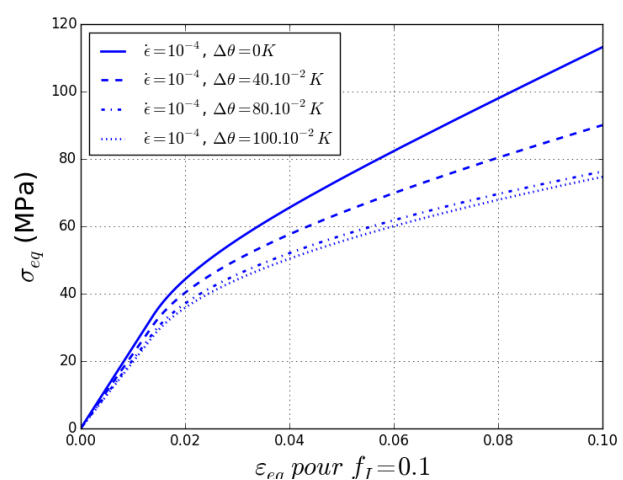
(a) Influence de la vitesse de déformation



(b) Influence de vitesse de déformation élevée



(c) Influence de la fraction volumique de fibres



(d) Influence de l'incrément de température

Fig. 3. Propriétés non linéaires en contrainte-déformation du composite fibres de lin/PP

Remerciements

Ce travail s'inscrit dans le cadre du projet graine « COCCY-Bio » sur le développement de compounds thermoplastiques comportant une fraction significative de biomasse pour l'industrie automobile. Le projet « COCCY-Bio » est un projet collaboratif entre les industriels « PSA Groupe », ADDIPLAST, COPFIMO et les laboratoires universitaires ICube et IRDL. Les partenaires remercient l'Agence de l'Environnement et de la Maîtrise de l'Energie ADEME, le pôle de compétitivité PVDF Véhicule du Futur de la Région Alsace Franche Comté ainsi que le pôle de compétitivité IAR Industries et Agro-ressources. Les partenaires remercient également la Région Grand Est pour le soutien financier.

Références

- [1] Muhammad Pervaiz and Mohini M Sain. Carbon storage potential in natural fiber composites. *Resources, Conservation and Recycling*, 39(4):325 – 340, 2003.
- [2] Karine Charlet, Jean-Paul Jernot, Moussa Gomina, Laurent Bizet, and Joël Bréard. Mechanical properties of flax fibers and of the derived unidirectional composites. *Journal of Composite Materials*, 44(24):2887–2896, 2010.
- [3] K. Wötzel, R. Wirth, and M. Flake. Life cycle studies on hemp fibre reinforced components and abs for automotive parts. *Die Angewandte Makromolekulare Chemie*, 272(1):121–127, 1999.
- [4] Y.A. El-Shekeil, S.M. Sapuan, K. Abdan, and E.S. Zainudin. Influence of fiber content on the mechanical and thermal properties of kenaf fiber reinforced thermoplastic polyurethane composites. *Materials & Design*, 40:299 – 303, 2012.
- [5] M.R. Manshor, H. Anuar, M.N. Nur Aimi, M.I. Ahmad Fitrie, W.B. Wan Nazri, S.M. Sapuan, Y.A. El-Shekeil, and M.U. Wahit. Mechanical, thermal and morphological properties of durian skin fibre reinforced pla biocomposites. *Materials & Design*, 59:279 – 286, 2014.
- [6] F.R Cichocki Jr and J.L Thomason. Thermoelastic anisotropy of a natural fiber. *Composites Science and Technology*, 62(5):669 – 678, 2002.
- [7] James Thomason, Liu Yang, and Fiona Gentles. Characterisation of the anisotropic thermoelastic properties of natural fibres for composite reinforcement. *Fibers*, 5(4), 2017.
- [8] Christophe Baley and Alain Bourmaud. Average tensile properties of french elementary flax fibers. *Materials Letters*, 122:159 – 161, 2014.
- [9] Daniel Scida, Alain Bourmaud, and Christophe Baley. Influence of the scattering of flax fibres properties on flax/epoxy woven ply stiffness. *Materials & Design*, 122:136 – 145, 2017.
- [10] W. Kpobie, S. Ben Khelifa, N. Bonfoh, M. Fendler, and P. Lipinski. Multi-site micromechanical modelling of thermo-elastic properties of heterogeneous materials. *Composite Structures*, 94(6):2068–2077, 2012.
- [11] W.L. Azoti, Y. Koutsawa, A. Tchalla, A. Makradi, and S. Belouettar. Micromechanics-based multi-site modeling of elastoplastic behavior of composite materials. *International Journal of Solids and Structures*, 59:198 – 207, 2015.
- [12] B. Miled, I. Doghri, and L. Delannay. Coupled viscoelastic–viscoplastic modeling of homogeneous and isotropic polymers: Numerical algorithm and analytical solutions. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 200(47):3381 – 3394, 2011.
- [13] B. Miled, I. Doghri, L. Brassart, and L. Delannay. Micromechanical modeling of coupled viscoelastic–viscoplastic composites based on an incrementally affine formulation. *International Journal of Solids and Structures*, 50(10):1755 – 1769, 2013.
- [14] J. D. Eshelby. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 241(1226):376–396, 1957.
- [15] T Mori and K Tanaka. Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta Metallurgica*, 21(5):571 – 574, 1973.
- [16] Issam Doghri. *Mechanics of deformable solids, Linear and nonlinear, analytical and computational aspects*. 2000.