



HAL
open science

Génération de microstructures et analyses multi-échelles à champs complets pour les composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes

Francis Praud, Konrad Schneider, George Chatzigeorgiou, Fodil Meraghni

► To cite this version:

Francis Praud, Konrad Schneider, George Chatzigeorgiou, Fodil Meraghni. Génération de microstructures et analyses multi-échelles à champs complets pour les composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes. Journées Nationales sur les Composites 2023 (JCN23), Jul 2023, Besançon, France. hal-04158376

HAL Id: hal-04158376

<https://hal.science/hal-04158376v1>

Submitted on 11 Jul 2023

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.

Génération de microstructures et analyses multi-échelles à champs complets pour les composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes

Microstructure generation and full-field multi-scale analyses for short fibre reinforced thermoplastics

Francis Praud¹, Konrad Schneider², George Chatzigeorgiou¹ et Fodil Meraghni¹

1 : Arts et Métiers Institute of Technology, CNRS, Université de Lorraine, LEM3-UMR 7239,
4 rue Augustin Fresnel, 57078 Metz, France
e-mail : francis.praud@ensam.eu, georges.chatzigeorgiou@ensam.eu et fodil.meraghni@ensam.eu

2 : Institute of Continuum Mechanics and Material Mechanics, Hamburg University of Technology,
Eißenborfer Str. 42, 21073 Hamburg, Germany
e-mail : konrad.schneider@tuhh.de

Résumé

Afin d'apporter un maximum d'éléments de compréhension quant au comportement mécanique des composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes, la présente contribution propose une démarche multi-échelle par champs complets. Pour ce faire, des maillages de VER (Volumes Élémentaires Représentatifs) ont été générés avec un positionnement aléatoire des fibres tandis que leurs orientations sont distribuées selon une ODF (Orientation Distribution Function). Ces VERs présentent une périodicité par construction assurant ainsi une transition d'échelle par homogénéisation périodique. Le comportement à l'échelle macroscopique est ainsi déterminé à partir de simulations par éléments finis de ces VERs, intégrant les lois de comportement spécifiques des constituants et plus particulièrement celui de la matrice thermoplastique décrit ici par un modèle viscoélastique-viscoplastique avec endommagement ductile. L'approche proposée permet ainsi de visualiser les mécanismes locaux de déformation et de dégradation et d'en analyser l'influence sur la réponse macroscopique du composite lors de chargements monotones, persistants et cycliques.

Abstract

Aiming at providing a better understanding regarding their mechanical behaviour, a full-field multi-scale approach dedicated to short fibre reinforced thermoplastics is proposed in this work. This approach is based on a mesh generation tool for matrix-inclusion Representative Volume Elements (RVE) featuring periodicity by construction. Basically, fibres are randomly positioned within the RVE while their orientations are distributed according to an Orientation Distribution Function (ODF). At the microscopic scale, while the fibres are assumed to be elastic, the behaviour of the thermoplastic matrix is described by phenomenological multi-mechanism constitutive model accounting for viscoelasticity, viscoplasticity and ductile damage. The proposed approach thus enables to visualize the local deformation and degradation mechanisms occurring at the microscopic scale while analysing their influence on the macroscopic response of the composite upon monotonic, persistent and cyclic loadings.

Mots Clés : Thermoplastiques renforcés de fibres courtes, Modélisation multi-échelle, Génération de microstructures, Comportement non-linéaire.

Keywords : Short fibre reinforced thermoplastics, Multi-scale modelling, Microstructure generation, Non-linear behaviour.

1. Introduction

Dans le contexte actuel de transition écologique, les composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes, de par leurs bonnes propriétés mécaniques associées à de faibles masses volumiques, présentent un intérêt évident pour l'industrie des transports. Malgré cela, la difficulté d'appréhension de ce type de composite en matière de comportement mécanique fait que leur utilisation reste encore marginale dans les composants structuraux. En effet, le comportement mécanique de ces composites est fortement influencé par la microstructure, elle-même conditionnée par le procédé d'injection, ainsi que les mécanismes d'endommagement couplés à la rhéologie de la matrice thermoplastique.

Afin d'apporter un maximum d'éléments de compréhension quant au comportement mécanique de ces composites, la présente contribution propose une démarche multi-échelle par champs complets. Cette dernière se base sur un outil de génération de microstructures [1, 2] et sur une loi de comportement viscoélastique-viscoplastique avec endommagement ductile [3, 4] pour décrire la matrice thermoplastique. Le modèle multi-échelle qui en résulte est appliqué au cas du PA66GF30 (Polyamide 66 chargé de fibres de verre à 30% en masse).

2. Modélisation multi-échelle à champs complets

La modélisation multi-échelle d'un composite fait généralement intervenir un Volume Élémentaire Représentatif (VER) décrivant la géométrie de la microstructure sur laquelle il est possible d'évaluer sa réponse mécanique de sorte que celle-ci soit représentative de l'ensemble du composite dans sa globalité. Si les dimensions du VER sont suffisamment faibles par rapport au milieu macroscopique considéré, il devient alors possible d'établir une séparation entre les échelles macroscopique et microscopique. Ainsi, comme le montre la Figure 1, au sein d'un domaine matériel macroscopique \mathfrak{B} virtuellement homogène, tout point matériel macroscopique \bar{x} peut être associé à un VER défini par un domaine hétérogène \mathfrak{B} dans lequel tout point matériel microscopique est noté x . Les déplacements macroscopiques et microscopiques \bar{u} et u sont alors régis par les équations macroscopiques et microscopiques, données dans la Table 1.

A partir de là, l'étape d'homogénéisation consiste à déduire le comportement macroscopique du composite $\bar{\sigma}[\bar{\epsilon}]$, défini implicitement par les caractéristiques géométriques du VER ainsi que par les lois de comportement des constituants à l'échelle microscopique $\sigma[\epsilon]$.

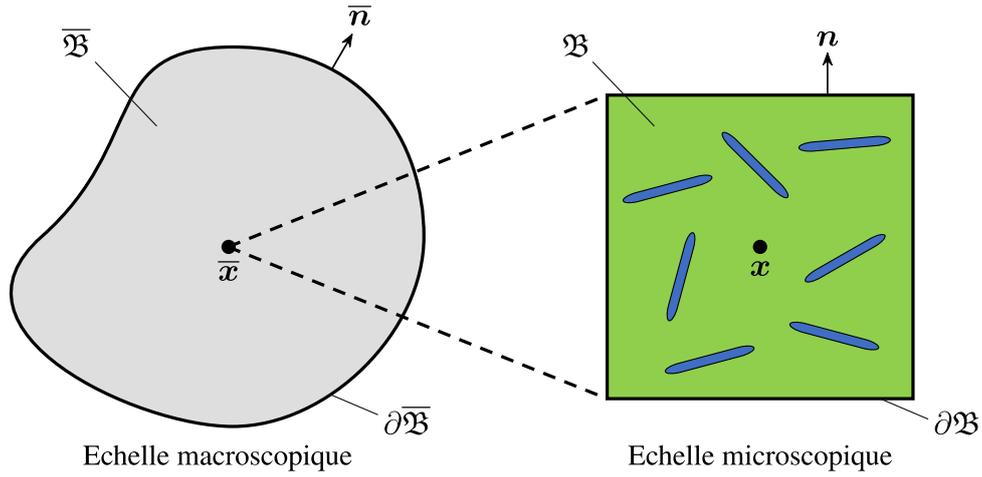


FIG. 1. – Séparation entre les échelles macroscopique et microscopique.

Equations	Echelle macroscopique	Echelle microscopique
	$\forall \bar{x} \in \bar{\mathfrak{B}}, \forall t$	$\forall \bar{x} \in \bar{\mathfrak{B}}, \forall x \in \mathfrak{B}, \forall t$
Equilibre	$\nabla_{\bar{x}} \cdot \bar{\sigma} + \bar{f}_v = \mathbf{0}$	$\nabla_x \cdot \sigma = \mathbf{0}$
Déformations	$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{2} (\nabla_{\bar{x}} \bar{u} + (\nabla_{\bar{x}} \bar{u})^T)$	$\varepsilon = \frac{1}{2} (\nabla_x u + (\nabla_x u)^T)$
Lois constitutives	$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}[\bar{\varepsilon}]$	$\sigma = \sigma[\varepsilon]$

TAB. 1. – Equations régissant le mouvement d'un point matériel macroscopique et microscopique.

Afin d'assurer une connexion entre les équations microscopiques et macroscopiques, les contraintes et déformations macroscopiques sont identifiées en considérant la moyenne de leurs contreparties microscopiques au sein du VER [5, 6, 7]. En utilisant le théorème de divergence, ces quantités peuvent aussi être liées aux vecteurs de traction et de déplacement appliqués sur ses frontières du VER :

$$\bar{\sigma}(\bar{x}, t) = \frac{1}{V} \int_{\mathfrak{B}} \sigma(\bar{x}, x, t) dV = \frac{1}{V} \int_{\partial \mathfrak{B}} \sigma(\bar{x}, x, t) \cdot \mathbf{n}(x) \otimes \mathbf{x} dS, \quad (\text{Eq. 1})$$

$$\bar{\varepsilon}(\bar{x}, t) = \frac{1}{V} \int_{\mathfrak{B}} \varepsilon(\bar{x}, x, t) dV = \frac{1}{2V} \int_{\partial \mathfrak{B}} (u(\bar{x}, x, t) \otimes \mathbf{n}(x) + \mathbf{n}(x) \otimes u(\bar{x}, x, t)) dS. \quad (\text{Eq. 2})$$

En supposant qu'il puisse être représenté comme un élément répétitif, le VER peut être idéalisé comme une cellule unitaire sur laquelle des conditions de périodicité s'appliquent [8]. Le champ de déplacement microscopique \mathbf{u} peut alors se décomposer en une partie affine impliquant la déformation macroscopique $\bar{\varepsilon}$, à laquelle s'ajoute une fluctuation périodique \mathbf{u}' , ainsi qu'un éventuel mouvement de corps rigide \mathbf{u}_0 :

$$\mathbf{u}(\bar{x}, x, t) = \bar{\varepsilon}(\bar{x}, t) \cdot \mathbf{x} + \mathbf{u}'(\bar{x}, x, t) + \mathbf{u}_0(\bar{x}, t), \quad \forall x \in \mathfrak{B}. \quad (\text{Eq. 3})$$

Etant donnée la nature périodique de la partie fluctuante, \mathbf{u}' prend des valeurs égales pour chaque paire de points opposés, x_+ et x_- , sur le contour de la cellule unitaire $\partial \mathfrak{B}$:

$$\mathbf{u}'(\bar{x}, x_+, t) = \mathbf{u}'(\bar{x}, x_-, t), \quad \forall x_+, x_- \in \partial \mathfrak{B}. \quad (\text{Eq. 4})$$

En combinant Eq. 3 avec Eq. 4, la condition de périodicité peut se reformuler en fonction de \mathbf{u} , tout en impliquant directement le tenseur de déformation macroscopique $\bar{\varepsilon}$:

$$\mathbf{u}(\bar{x}, x_+, t) - \mathbf{u}(\bar{x}, x_-, t) = \bar{\varepsilon}(\bar{x}, t) \cdot (x_+ - x_-), \quad \forall x_+, x_- \in \partial \mathfrak{B}, \quad (\text{Eq. 5})$$

définissant ainsi les conditions aux limites du problème microscopique (cf. Table 1). Le comportement macroscopique $\bar{\sigma}[\bar{\varepsilon}]$ peut alors se déduire de la solution du problème microscopique et des relations de connexion entre les échelles macroscopique et microscopique, Eq. 1 et Eq. 2. Une telle solution peut être aisément traitée par la méthode des éléments finis, à l'aide d'un maillage de la cellule unitaire, sur laquelle les conditions de périodicité sont appliquées [9, 10, 4, 11].

3. Génération de microstructures

Bien que les composites renforcés de fibres courtes possèdent une microstructure de nature aléatoire, il est nécessaire d'introduire de manière artificielle une périodicité dans la construction des VERs. Cela permet en effet d'utiliser les conditions de périodicité (Eq. 4) et ainsi de se placer dans le cadre rigoureux qui en résulte.

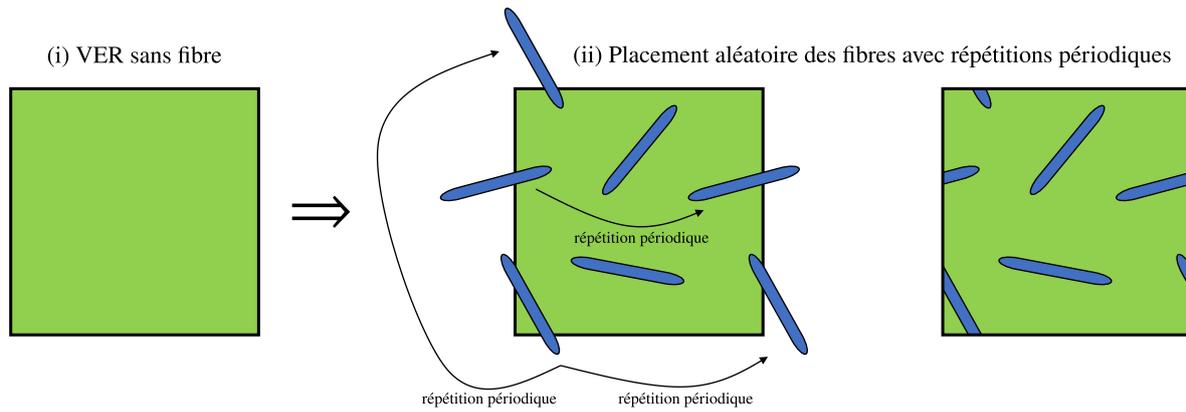


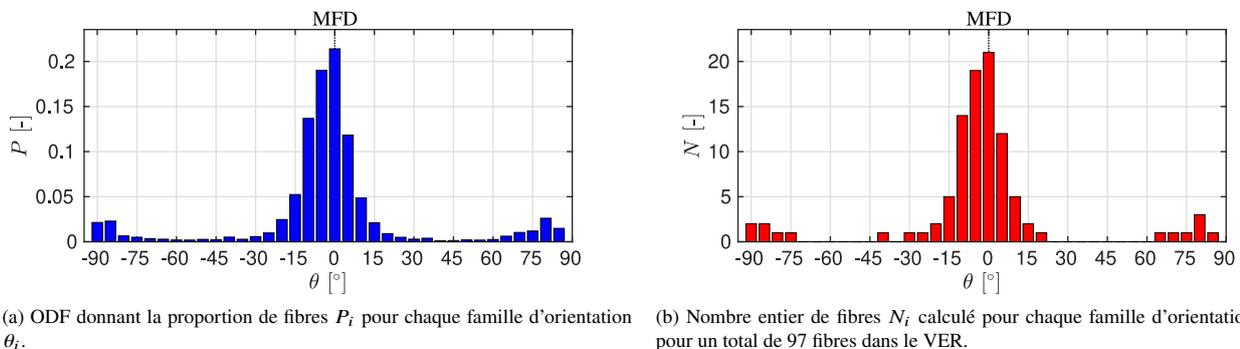
FIG. 2. – Construction des VERs par placement aléatoire des inclusions avec répétitions périodiques.

La génération de microstructures de ce type et leurs maillages éléments finis est assurée ici par une gamme d'outils développés par [1, 2]. Comme le montre la Figure 2, le principe de cet outil est de placer automatiquement les inclusions une par une, de manière aléatoire tout en évitant les interférences, au sein d'un VER initialement vierge de toute fibre. Afin d'assurer la périodicité par construction, le placement des inclusions s'accompagne, s'il y a lieu, d'une ou plusieurs répétitions périodiques. Ainsi, toute inclusion intersectant l'une des faces du VER se voit automatiquement reportée sur la face opposée.

Dans le cas du PA66GF30, on notera que les fibres sont idéalisées par des inclusions de type capsule (cylindre avec deux demi-sphères aux extrémités) avec un rapport longueur/diamètre de 22. La fraction volumique de fibres est quant à elle de 15.5% (correspondant à 30% en masse).

Dans les composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes, la distribution des orientations de fibres est principalement conditionnée par le procédé d'injection. Dans le cas de plaques injectées, on suppose généralement que toutes les fibres sont orientées dans le plan selon un angle θ pour lequel $\theta = 0^\circ$ correspond à la direction du *Moulding Flow Direction* (MFD). L'*Orientation Distribution Function* (ODF) fournit alors une distribution discrétisée de la proportion de fibres P_i pour chaque famille d'orientation θ_i . L'ODF peut être obtenue soit par mesure tomographique, soit par simulation du procédé d'injection. Dans le cas du PA66GF30, la Figure 3a montre l'ODF typiquement obtenue pour les plaques injectées [12]. Cette ODF met en évidence le fait que les fibres ont tendance à principalement s'orienter le long du MFD.

Il est important de préciser que le VER compte un nombre de fibres N_i nécessairement entier pour chaque famille d'orientation θ_i . Ce nombre de fibres N_i est calculé en arrondissant à l'entier le plus proche le produit entre la proportion correspondante P_i et le nombre total de fibres considéré dans le VER. Par conséquent, un nombre total de fibres suffisamment important peut être nécessaire pour fidèlement reproduire l'ODF. Dans ce travail, des VERs contenant au total 97 fibres ont été considérés, ce chiffre offrant une relativement bonne reproductibilité de l'ODF, comme le montre la Figure 3b, pour des maillages de tailles raisonnables (environ 200 000 noeuds pour 1 200 000 éléments tétraédriques du premier ordre). 20 VERs ont ainsi été générés afin de rendre compte des variations potentielles induites par le placement aléatoire des fibres et ainsi vérifier la bonne représentativité du VER. La Figure 4 montre quatre de ces VERs. On précisera que le MFD a été placé le long de la diagonale des VERs afin de faciliter le placement des inclusions.



(a) ODF donnant la proportion de fibres P_i pour chaque famille d'orientation θ_i .

(b) Nombre entier de fibres N_i calculé pour chaque famille d'orientation θ_i , pour un total de 97 fibres dans le VER.

FIG. 3. – *Orientation Distribution Function* (ODF) typiquement obtenue pour une plaque injectée [12] et son approximation en nombre entier pour un VER comptant 97 fibres au total.

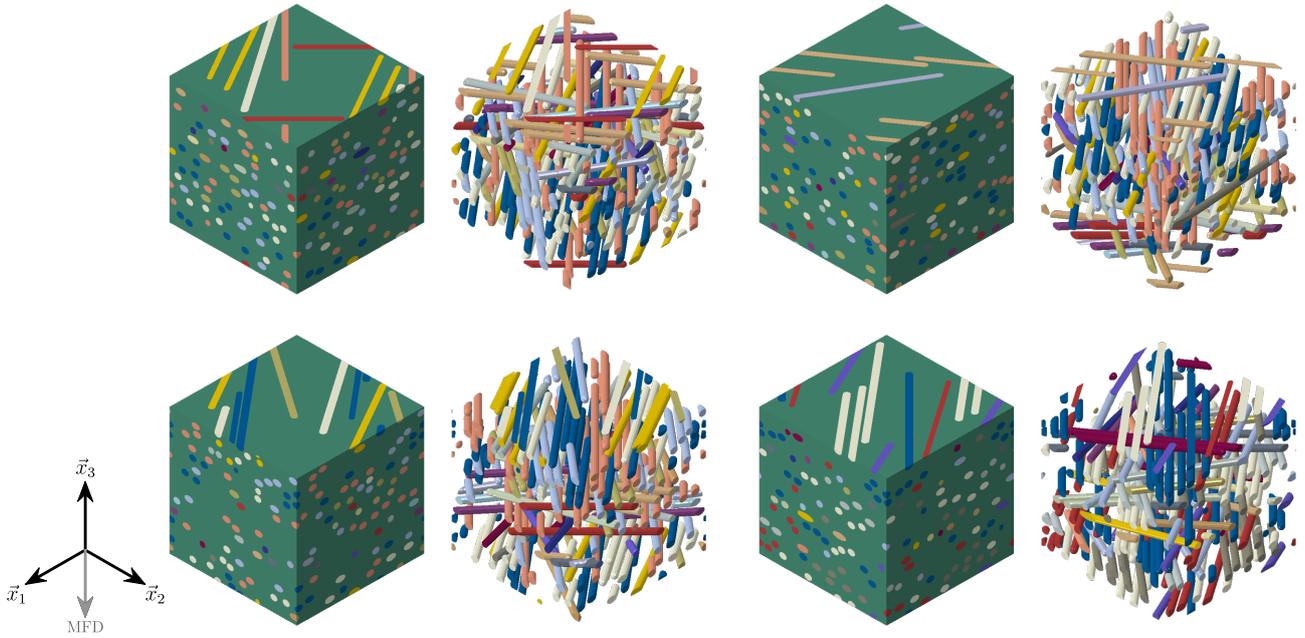


FIG. 4. – VERs générés automatiquement pour 97 fibres au total avec l'ODF donnée en Figure 3.

4. Loi de comportement de la matrice thermoplastique

Bien qu'il soit couramment admis que les fibres de verre se comportent de manière élastique, les matrices thermoplastiques quant à elles présentent un comportement dissipatif bien connu combinant des propriétés solides et fluides tout en étant sujet à des mécanismes de dégradation [13]. Un tel comportement est décrit ici par le modèle précédemment développé par [3, 4] pour ce type de matériaux.

Les équations constitutives de ce modèle, résumées dans la Table 2, sont formulées dans le cadre de la thermodynamique [14, 15]. Elles intègrent les déformations viscoélastiques et viscoplastiques ainsi que de l'endommagement ductile selon le schéma rhéologique représenté sur la Figure 5. Ce dernier consiste en un ressort soumis à une déformation élastique instantanée, N branches viscoélastiques

Variable d'état observable	Variable associée (loi d'état)	
$\boldsymbol{\varepsilon}$	$\boldsymbol{\sigma} = \frac{\partial \Psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} = (1 - D)\mathbb{C}_e : \left(\boldsymbol{\varepsilon} - \sum_{i=1}^N \boldsymbol{\varepsilon}_{v_i} - \boldsymbol{\varepsilon}_p \right)$	
Variation d'état interne	Variation associées (lois d'état)	Lois d'évolution
$\boldsymbol{\varepsilon}_{v_i}$	$-\boldsymbol{\sigma}_{v_i} = \frac{\partial \Psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}_{v_i}} = (1 - D)\mathbb{C}_{v_i} : \boldsymbol{\varepsilon}_{v_i} - \boldsymbol{\sigma}$	$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{v_i} = \frac{\partial \varphi^*}{\partial \boldsymbol{\sigma}_{v_i}} = \frac{\mathbb{V}_{v_i}^{-1}}{1 - D} : \boldsymbol{\sigma}_{v_i}$
$\boldsymbol{\varepsilon}_p$	$-\boldsymbol{\sigma} = \frac{\partial \Psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}_p}$	$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p = \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \dot{\lambda} = \frac{3 \text{Dev}(\boldsymbol{\sigma})}{2 \text{eq}(\boldsymbol{\sigma})} \frac{\dot{r}}{1 - D}$
r	$R = \frac{\partial \Psi}{\partial r} = Kr^n$	$\dot{r} = -\frac{\partial F}{\partial R} \dot{\lambda} = \dot{\lambda}$
D	$-Y = \frac{\partial \Psi}{\partial D}$	$\dot{D} = \frac{\partial F}{\partial Y} \dot{\lambda} = \left(\frac{Y}{S} \right)^\beta \frac{\dot{r}}{1 - D}$
Multiplicateur	Surface de charge	Actif ($\dot{\lambda} = \dot{r} > 0$) si $f > 0$
$\lambda = r$	$f = \frac{\text{eq}(\boldsymbol{\sigma})}{1 - D} - R(r) - R_0$	$\langle f \rangle_+ = Hr^m$

TAB. 2. – Equations constitutives de la loi de comportement de la matrice thermoplastique.

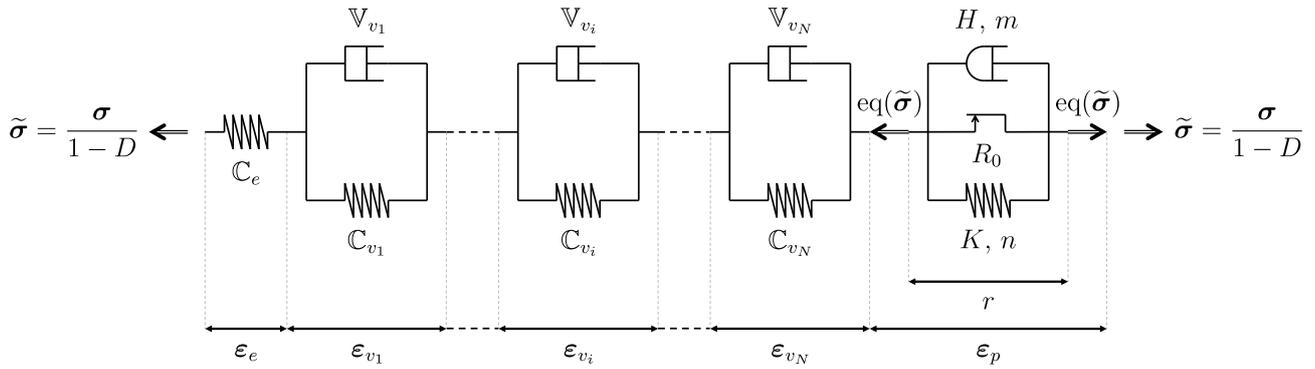


FIG. 5. – Schéma rhéologique de la loi de comportement de la matrice thermoplastique.

de Kelvin-Voigt, chacune étant soumise à une déformation viscoélastique ϵ_{v_i} , et une branche viscoplastique soumise à une déformation viscoplastique ϵ_p s'accompagnant d'un écrouissage r . Par ailleurs, l'endommagement, considéré ici comme un phénomène isotrope est décrit par la variable d'endommagement D . Il est à noter que la viscoplasticité et l'endommagement évoluent ici de manière couplée via un multiplicateur commun λ [16], ce dernier étant égale à la variable d'écrouissage : $\lambda = r$.

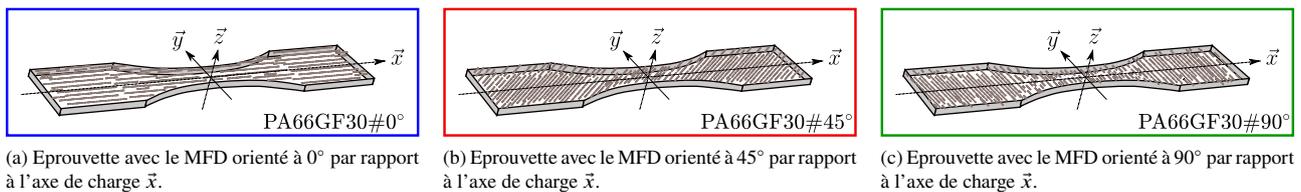
Ce type de modélisation permet de capturer quelques effets bien connus des polymères thermoplastiques tels que la dépendance à la vitesse de sollicitation, le fluage, la relaxation, ainsi que le couplage de ces effets avec l'endommagement. Une campagne d'essais préalablement effectuée sur le PA66 non renforcé a permis d'identifier et de valider la loi de comportement proposée pour la matrice [4].

5. Réponse macroscopique du composite

Le modèle multi-échelles est utilisé pour simuler des essais sur éprouvettes PA66GF30#0°, PA66GF30#45° et PA66GF30#90°, sur lesquelles le MFD est orienté à 0°, 45° et 90°, respectivement, par rapport à l'axe de chargement \vec{x} (cf. Figure 6).

Des essais de traction monotones sont effectués avec une vitesse de déformation de $\bar{\epsilon}_{xx} \approx 5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Comme le montre la Figure 7a, chaque essai est simulé avec les 20 microstructures générées, puis les résultats sont comparés aux données expérimentales. Ces simulations montrent bien que les variations dues au placement aléatoire des fibres restent faibles, ce qui démontre qu'un VER contenant 97 fibres permet ici d'obtenir une bonne représentativité de la réponse mécanique du composite. Malgré certains écarts avec les données d'essais, l'approche proposée retranscrit les tendances observées et notamment l'anisotropie globale du composite résultant des différentes orientations de fibres décrites par l'ODF. Si la réponse monotone de l'éprouvette PA66GF30#45° est relativement bien prédite par le modèle multi-échelle, il est à noter que ce dernier surestime la réponse en contrainte des éprouvettes PA66GF30#0° et PA66GF30#90°. À l'échelle microscopique, les Figures 7b, 7c et 7d montrent que les fibres orientées dans la direction de la contrainte macroscopique $\bar{\sigma}_{xx}$ ont tendance à préférentiellement reprendre les efforts. En ce qui concerne les mécanismes de dégradation dans la matrice, l'endommagement s'initie au niveau des têtes de fibres et se développe ensuite progressivement le long des fibres. On notera que ce type de mécanisme a déjà été observé expérimentalement [17, 18, 19], tel qu'illustré sur la Figure 7e. Toutefois, il est important de souligner que le modèle multi-échelle n'intègre pas les phénomènes de décohésion au niveau des interfaces fibre-matrice. Cela peut donc expliquer les écarts observés entre les réponses simulées et les données expérimentales (cf. Figure 7a), notamment en ce qui concerne les éprouvettes PA66GF30#0° et PA66GF30#90° où les mécanismes de décohésions d'interfaces semblent être particulièrement impliqués.

Un essai de fluage-recouvrance est également effectué sur une éprouvette PA66GF30#45° (cf. Figure 6b) dont la réponse monotone était bien reproduite par le modèle multi-échelle. Lors de cet essai, la Figure 8a montre que l'éprouvette est maintenue sous une contrainte de 50 MPa pendant 300 secondes, durée pendant laquelle le matériau flue sous l'action de la charge constante. À l'issue de cette phase de fluage, l'éprouvette est ensuite laissée dans un état quasi-libre de contrainte pour encore environ 300 secondes. Pendant cette phase, une partie de la déformation est alors progressivement récupérée, c'est la phase de recouvrance. Là aussi, cet essai est simulé avec les 20 microstructures générées. La Figure 8b montre les réponses en déformation obtenues. Ces dernières mettent bien en évidence le caractère visqueux du composite induit par loi de comportement de la matrice PA66 qui est bien retranscrit à l'échelle macroscopique. Les Figures 8c et 8d montrent les champs locaux d'endommagement dans la matrice ainsi que la contrainte de von Mises dans les fibres

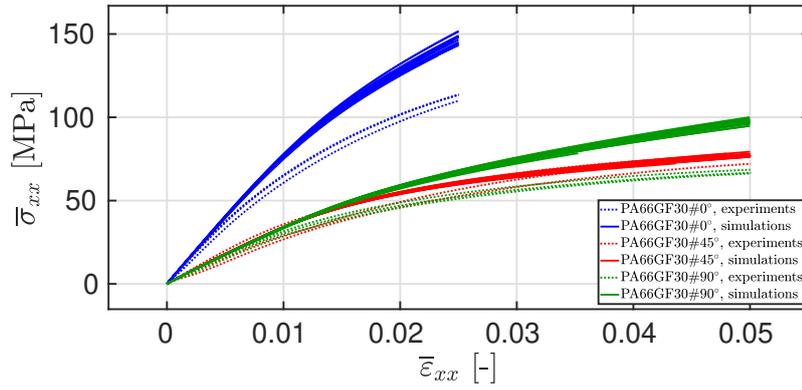
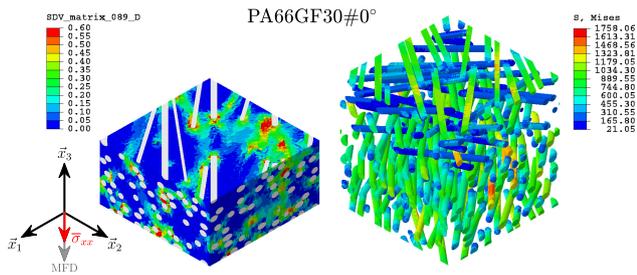
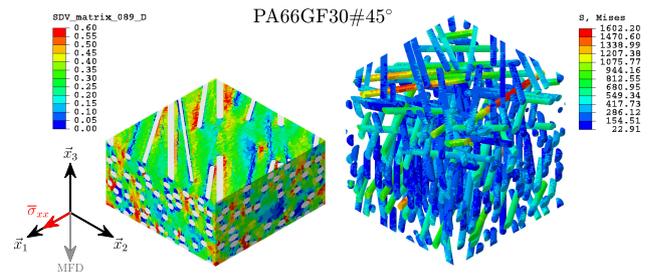
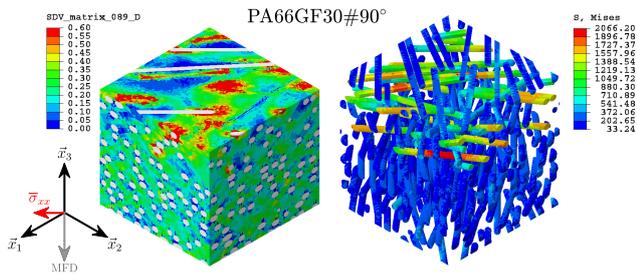
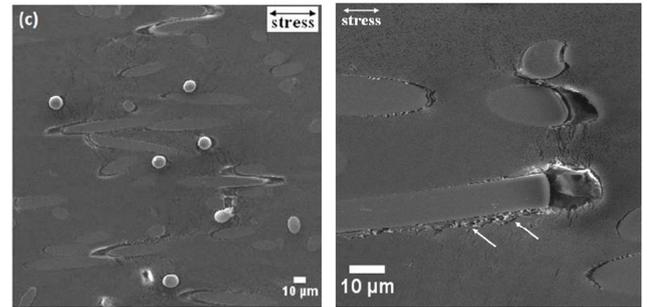


(a) Eprouvette avec le MFD orienté à 0° par rapport à l'axe de charge \vec{x} .

(b) Eprouvette avec le MFD orienté à 45° par rapport à l'axe de charge \vec{x} .

(c) Eprouvette avec le MFD orienté à 90° par rapport à l'axe de charge \vec{x} .

FIG. 6. – Eprouvettes PA66GF30#0°, PA66GF30#45° et PA66GF30#90°, avec le Moulding Flow Direction (MFD) orienté à 0°, 45° et 90°, respectivement.


 (a) Contrainte macro. $\bar{\sigma}_{xx}$ vs. déformation macro. $\bar{\epsilon}_{xx}$

 (b) Champs locaux d'endommagement dans la matrice (à gauche) et de contrainte de von Mises dans les fibres (à droite) à $\bar{\epsilon}_{xx} = 0.02$ pour la simulation de l'essai sur éprouvette PA66GF30#0°.

 (c) Champs locaux d'endommagement dans la matrice (à gauche) et de contrainte de von Mises dans les fibres (à droite) à $\bar{\epsilon}_{xx} = 0.04$ pour la simulation de l'essai sur éprouvette PA66GF30#45°.

 (d) Champs locaux d'endommagement dans la matrice (à gauche) et de contrainte de von Mises dans les fibres (à droite) à $\bar{\epsilon}_{xx} = 0.04$ pour la simulation de l'essai sur éprouvette PA66GF30#90°.


(e) Mécanismes d'endommagement observés expérimentalement [17, 18, 19].

 FIG. 7. – Simulations d'essais monotones sur éprouvettes PA66GF30#0°, PA66GF30#45° et PA66GF30#90°, avec la *Moulding Flow Direction* (MFD) orienté à 0°, 45° et 90°, respectivement. Comparaison avec les données d'essais et les observations expérimentales.

au début et à la fin de la phase de fluage, à $t \approx 10$ s et à $t \approx 310$ s, respectivement. On peut ainsi constater que lors du fluage, la matrice se plastifie et s'endommage par couplages rhéologiques, conduisant à un transfert de charge progressif de la matrice vers les fibres. Ces dernières voient ainsi leurs niveaux de contrainte augmenter au fil du temps. Tout comme pour les essais monotones, les variations dues au placement aléatoire des fibres restent limitées, confirmant l'aspect représentatif du VER choisi. La réponse prédite par le modèle multi-échelle est par ailleurs assez proche des données expérimentales pour l'éprouvette PA66GF30#45°.

Pour terminer, la simulation d'un essai cyclique sur une éprouvette PA66GF30#90° (cf. Figure 6c) est maintenant présentée. Lors de cet essai, une contrainte de 60 MPa est appliquée cycliquement à 1 Hz, comme le montre la Figure 9a. En regardant la réponse macroscopique du composite sur les Figures 9b et 9c, on constate que le composite flue sous l'effet de la contrainte moyenne, accumulant ainsi de la déformation d'un cycle à l'autre. Cela s'accompagne d'une perte de raideur apparente due aux mécanismes de dégradation à l'échelle microscopique. En effet, on peut voir sur la Figure 9d, que l'endommagement s'initie dans la matrice au niveau des têtes de fibres et se développe progressivement par couplage rhéologique, d'une manière analogue à ce qui a été observé pendant l'essai de fluage-recouvrance (cf. Figure 8).

6. Conclusions et perspectives

La démarche d'analyse multi-échelle proposée ici a permis de simuler le comportement macroscopique d'un composite thermoplastique renforcé de fibres courtes (PA66GF30). D'une manière analogue à de la microtomographie [17, 18, 19], l'approche par champs complets

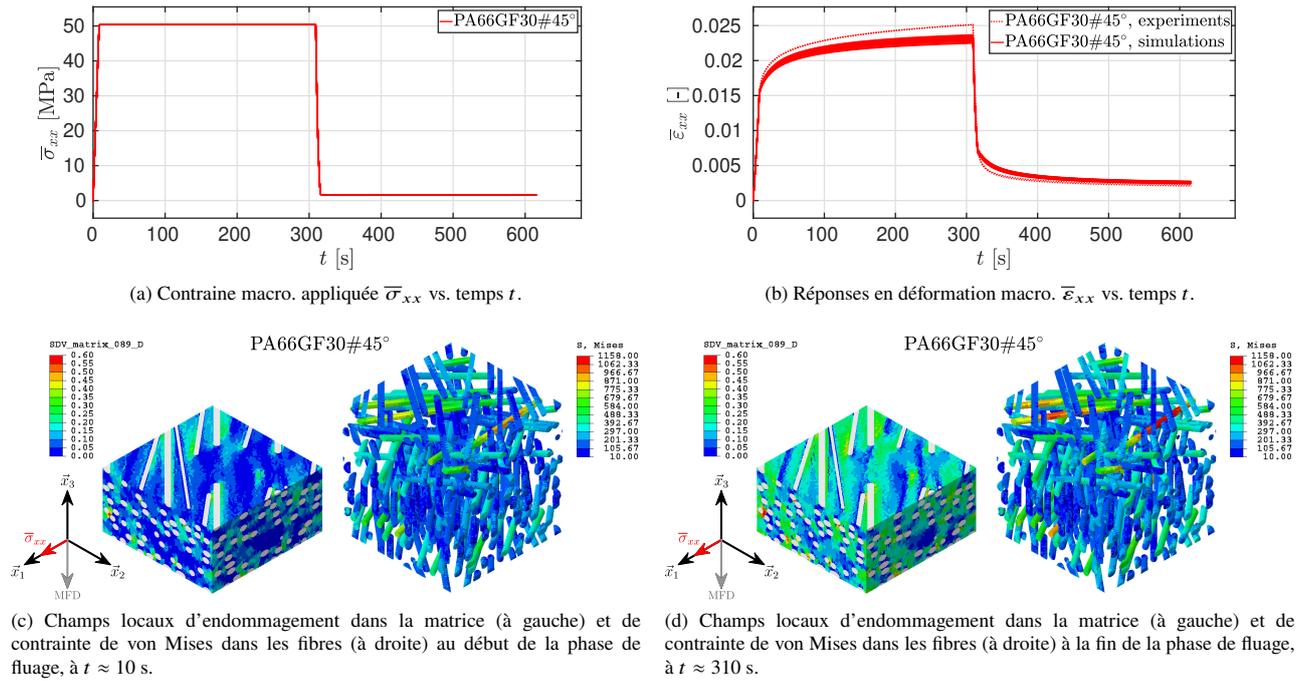


FIG. 8. – Simulation d’essais de fluage-recouvrance sur éprouvette PA66GF30#45°. Comparaison avec les données d’essais.

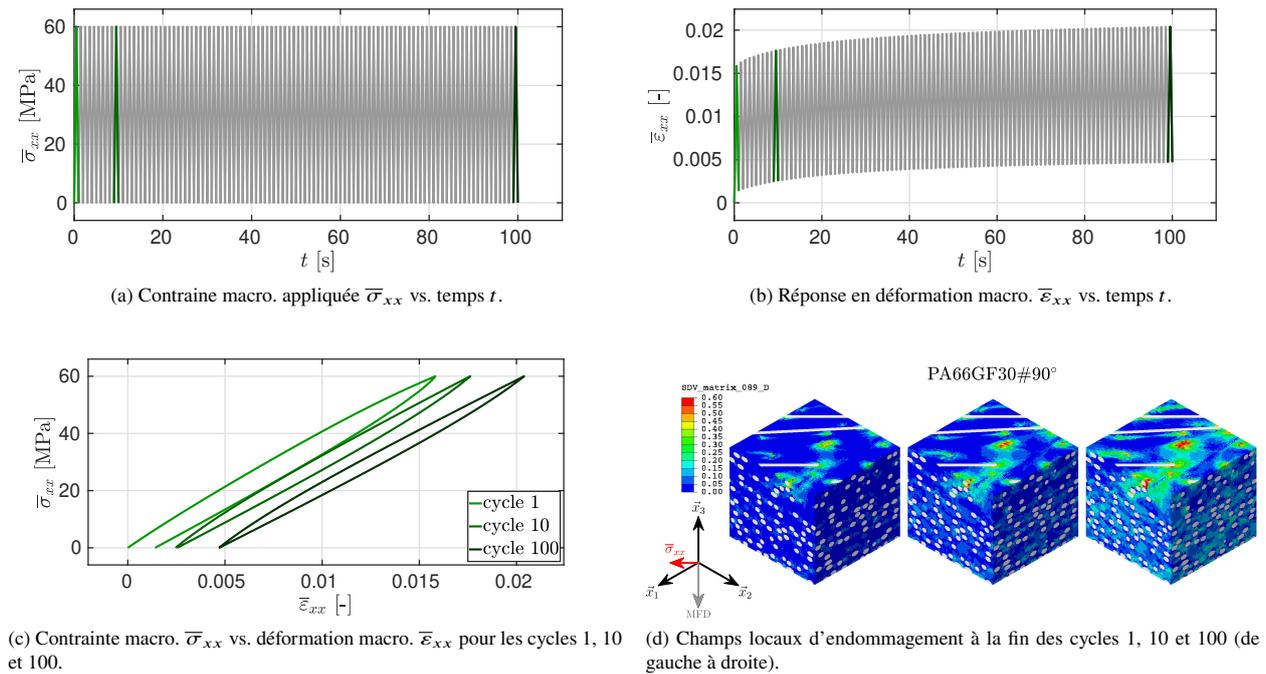


FIG. 9. – Simulation d’un essai cyclique sur éprouvette PA66GF30#90° (100 cycles à 1 Hz).

fournit une aide à la compréhension des mécanismes locaux de déformation, ainsi de leur impact sur la réponse macroscopique du composite. Même si le modèle multi-échelle proposé ici s’avère déjà capable de reproduire quelques tendances, les mécanismes de décohésion aux interfaces fibre-matrice restent encore à intégrer pour améliorer les résultats vis-à-vis des données expérimentales. Dans cette optique, l’emploi de modèles de zones cohésives [20, 21, 22] dans la présente approche par champs complets sera prochainement étudié. Par ailleurs, l’utilisation d’une loi de comportement non-locale pour la matrice [23, 24, 25] permettrait de traiter certains phénomènes de localisation à l’échelle microscopique. Bien que difficilement applicable pour le calcul de structures, ce type d’approche par champs complets donne toutefois accès à de nombreuses informations permettant d’enrichir les formulations par champs moyens [26], ces dernières étant numériquement plus attractives pour les analyses de structures [27, 12, 28]. Par ailleurs, l’utilisation d’un modèle multi-échelle par champs complets présente également un fort potentiel en vue d’alimenter en données virtuelles des modèles de type "data-driven" formulés via des réseaux de neurones [29, 30].

Remerciements

Les auteurs remercient le Centre HPC Arts et Métiers Cassiopee mis à disposition pour mener les recherches rapportées dans ce travail.

Références

- [1] K. Schneider, B. Klusemann, S. Bargmann « Automatic three-dimensional geometry and mesh generation of periodic representative volume elements for matrix-inclusion composites », *Advances in Engineering Software* Vol. 99, pp. 177–188, 2016.
- [2] K. Schneider « Computational micromechanics of matrix-inclusion composites », Ph.D. thesis, Technischen Universität Hamburg, 2019.
- [3] F. Praud, G. Chatzigeorgiou, J. Bikard, F. Meraghni « Phenomenological multi-mechanisms constitutive modelling for thermoplastic polymers, implicit implementation and experimental validation », *Mechanics of Materials* Vol. 114, pp. 9–29, 2017.
- [4] F. Praud « Multi-scale modelling of thermoplastic-based woven composites, cyclic and time-dependent behaviour », Ph.D. thesis, Arts et Métiers ParisTech, 2018.
- [5] R. Hill « The essential structure of constitutive laws for metal composites and polycrystals », *Journal of Materials Science and Engineering* Vol. 15 n° 2, pp. 79–95, 1967.
- [6] T. Mura, *Micromechanics of defects in solids*, Martinus Nijhoff publishers, 2nd edn., 1987.
- [7] S. Nemat-Nasser, M. Hori, *Micromechanics : Overall Properties of Heterogeneous Materials*, North Holland, 2nd edn., 1999.
- [8] P. Suquet « Elements of homogenization for inelastic solid mechanics », *Lecture Notes in Physics* Vol. 272, pp. 193–278, 1987.
- [9] S. Li « On the unit cell for micromechanical analysis of fibre-reinforced composites », *Proceedings of the Royal Society of London A* Vol. 455 n° 1983, pp. 815–838, 1999.
- [10] S. Li « General unit cells for micromechanical analyses of unidirectional composites », *Composites : Part A* Vol. 32, pp. 815–826, 2001.
- [11] F. Praud, G. Chatzigeorgiou, F. Meraghni « Fully integrated multi-scale modelling of damage and time-dependency in thermoplastic-based woven composites », *International Journal of Damage Mechanics* Vol. 30 n° 2, pp. 163–195, 2021.
- [12] Q. Chen, G. Chatzigeorgiou, G. Robert, F. Meraghni « Viscoelastic-viscoplastic homogenization of short glass-fiber reinforced polyamide composites (PA66/GF) with progressive interphase and matrix damage : New developments and experimental validation », *Mechanics of Materials* Vol. 164, pp. 104081, 2022.
- [13] F. Detrez, S. Cantournet, R. Seguela « Plasticity/damage coupling in semi-crystalline polymers prior to yielding : Micromechanisms and damage law identification », *Polymer* Vol. 52, pp. 1998–2008, 2011.
- [14] P. Germain, Q.-S. Nguyen, P. Suquet « Continuum thermodynamics », *Journal of Applied Mechanics* Vol. 50, pp. 1010–1020, 1983.
- [15] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, *Mécanique des matériaux solides*, Dunod, 1985.
- [16] J. Lemaitre « Coupled elasto-plasticity and damage constitutive equations », *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* Vol. 51, pp. 31–49, 1985.
- [17] M.-F. Arif, F. Meraghni, Y. Chemisky, N. Despringre, G. Robert « In situ damage mechanisms investigation of PA66/GF30 composite : Effect of relative humidity », *Composites : Part B* Vol. 58, pp. 487–495, 2014.
- [18] M.-F. Arif, N. Saintier, F. Meraghni, J. Fitoussi, Y. Chemisky, G. Robert « Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66 », *Composites : Part B* Vol. 61, pp. 55–65, 2014.
- [19] M.-F. Arif « Damage mechanisms in short glass fiber reinforced polyamide-66 under quasi-static and fatigue loading : Effect of relative humidity and injection molding induced microstructure », Ph.D. thesis, Arts et Métiers Paristech, 2014.
- [20] K. Park, G.-H. Paulino « Cohesive zone models : a critical review of traction-separation relationships across fracture surfaces », *Applied Mechanics Reviews* Vol. 64 n° 6.
- [21] D.-W. Spring, G.-H. Paulino « A growing library of three-dimensional cohesive elements for use in ABAQUS », *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 126, pp. 190–216, 2014.
- [22] N. Despringre, Y. Chemisky, K. Bonnay, F. Meraghni « Micromechanical modeling of damage and load transfer in particulate composites with partially debonded interface », *Composite Structures* Vol. 155, pp. 77–88, 2016.
- [23] F. Praud, T. Schmitt, O. Zabeida, S. Maïza, L. Martinu, M. Lévesque « Phase field fracture models to predict crack initiation and propagation in anti-reflective coatings », *Thin Solid Films* Vol. 736, pp. 138920, 2021.
- [24] S. Satouri, G. Chatzigeorgiou, A. Benaarbia, F. Meraghni « A gradient enhanced constitutive framework for the investigation of ductile damage localization within semicrystalline polymers », *International Journal of Damage Mechanics* Vol. 31 n° 10, pp. 1639–1675, 2022.
- [25] S. Satouri, G. Chatzigeorgiou, A. Benaarbia, F. Meraghni « Gradient enhanced multi-scale modeling framework for glass fiber reinforced polyamides », *International Journal of Solids and Structures* Vol. 267, pp. 112143, 2023.
- [26] M. Barral, G. Chatzigeorgiou, F. Meraghni, R. Léon « Homogenization using modified Mori-Tanaka and TFA framework for elastoplastic-viscoelastic-viscoplastic composites : Theory and numerical validation », *International Journal of Plasticity* Vol. 127, pp. 102632, 2020.
- [27] Q. Chen, G. Chatzigeorgiou, F. Meraghni « Extended mean-field homogenization of viscoelastic-viscoplastic polymer composites undergoing hybrid progressive degradation induced by interface debonding and matrix ductile damage », *International Journal of Solids and Structures* Vol. 210-211, pp. 1–17, 2021.
- [28] Q. Chen, G. Chatzigeorgiou, G. Robert, F. Meraghni « Combination of mean-field micromechanics and cycle jump technique for cyclic response of PA66/GF composites with viscoelastic-viscoplastic and damage mechanisms », *Acta Mechanica* Vol. 234, pp. 1533–1552, 2023.
- [29] F. Masi, I. Stefanou, P. Vannucci, V. Maffi-Berthier « Thermodynamics-based Artificial Neural Networks for constitutive modeling », *Journal of Mechanics and Physics of Solids* Vol. 147, pp. 104277, 2021.
- [30] F. Masi, I. Stefanou « Multiscale modeling of inelastic materials with Thermodynamics-based Artificial Neural Networks (TANN) », *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* Vol. 398, pp. 115190, 2022.