



HAL
open science

Modélisation du comportement visco-élastique d'un composite thermoplastique renforcé par des fibres courtes de verre.

Boris Burgarella, Aurélien Maurel Pantel, Noel Lahellec, Jean-Luc Bouvard,
Hervé Moulinec, Frédéric Lebon, Noëlle Billon

► **To cite this version:**

Boris Burgarella, Aurélien Maurel Pantel, Noel Lahellec, Jean-Luc Bouvard, Hervé Moulinec, et al.. Modélisation du comportement visco-élastique d'un composite thermoplastique renforcé par des fibres courtes de verre.. Journées Nationales sur les Composites 2017, École des Ponts ParisTech (ENPC), Jun 2017, 77455 Champs-sur-Marne, France. hal-01621563

HAL Id: hal-01621563

<https://hal.science/hal-01621563v1>

Submitted on 23 Oct 2017

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.

Modélisation du comportement visco-élastique d'un composite thermoplastique renforcé par des fibres courtes de verre

Modeling the visco-elastic behavior of short fiber reinforced thermoplastic

Boris Burgarella¹, Maurel-PAntel Aurelien¹ Lahellec Noel¹, Bouvard Jean-Luc², Moulinec Hervé¹, Lebon Frédéric¹, Billion Noelle²

1 : Equipe Matériaux et structures, Laboratoire de Mécanique et d'Acoustique
CNRS-UPR 7051, Aix Marseille Université
4 impasse Nikola Tesla CS 40006
e-mail : burgarella@lma.cnrs-mrs.fr

2 : MINES ParisTech, CEMEF-Centre de Mise en Forme des Matériaux
CNRS-UMR 7635
BP 207 06904 Sophia Antipolis Cedex, France
e-mail : jean-luc.bouvard@mines-paristech.fr

Résumé

Que ce soit pour des raisons environnementales ou économiques, la réduction de la masse devient l'un des critères importants de la conception de certaines pièces mécaniques. L'intégration des matériaux composites semble être une bonne solution pour atteindre cet objectif. Les composites thermoplastiques à fibres courtes sont une possibilité intéressante car ils présentent un bon compromis entre facilité de mise en oeuvre / caractéristiques mécaniques. L'objectif de cette étude est de modéliser le comportement viscoélastique en petites déformations de composites thermoplastiques renforcés par des fibres courtes de verre. Pour cela, une méthode en champs complets basée sur une résolution des équations dans l'espace de Fourier est utilisée. Des volumes élémentaires représentatifs ont été soumis à des chargements de type DMA, ceci permettant de reconstituer numériquement une courbe maîtresse du composite. Ces résultats ont ensuite été utilisés pour identifier un modèle de comportement macroscopique isotrope transverse du composite.

Abstract

Either for environmental or economic reasons, mass reduction has grown to become one of the primary aspects of the conception of mechanical parts. Using composite materials seems to be a good solution to achieve this. Short fiber reinforced thermoplastics present a good compromise between easy process and good mechanical properties. The objective of this work is to model the viscoelastic behavior, under the small strain hypothesis, of a PEEK matrix, reinforced by short glass fibers. A full field homogenization method based on the resolution of equilibrium equations in Fourier space is used. Representative Volume Elements (RVE) have been submitted to a virtual DMA thus allowing the reconstruction of the master curve of the composite. These results were then used to identify a transversely isotropic behavior model.

Mots Clés : Thermoplastiques, Homogénéisation, Transformée de Fourier rapides, Fibres courtes mots clés

Keywords : Thermoplastics, Homogenization, Fast Fourier Transform, Short Fibers

1. Introduction

L'objectif de cette étude est de comprendre et prévoir le comportement des thermoplastiques renforcés par fibres courtes. Les propriétés mécaniques de ces composites sont plus faibles que celles de composites à fibres longues. Par exemple, un matériau composé d'une matrice PEEK (PolyEtherEtherKetone) renforcé par des fibres de carbone courtes a un module d'Young de 20.9 GPA [1], tandis qu'un composite unidirectionnel fibres longues / PEEK a un module d'environ 140 GPA [2]. L'avantage des composites à fibres courtes est qu'ils sont utilisables facilement pour fabriquer des pièces en grande série. En effet, le moyen de mise en oeuvre le plus utilisé est la presse à injection, il est utilisé depuis bien longtemps dans l'industrie plastique. Pour des questions de réduction de masse, ou d'écologie, l'industrie chimique se concentre aujourd'hui sur ces composites, pour fabriquer toutes sortes de pièces mécaniques, et cela crée un besoin d'être capable de comprendre, et prédire leur propriétés mécaniques.

Dans la littérature, on trouve un grand nombre de différentes matrices étudiées : polycarbonate (amorphe) (Haskell et al. 3, Chrysostomou and Hashemi 4), PSU (Wenz et al. 5, Demir 6), Polysulfone (Wenz et al. 5, Demir 6), ou PEEK (semi-cristallin) (Crevel, Jeremy 7, Garcia-Gonzalez et al. 8). Le Polycarbonate (PC) présente l'avantage d'être déjà très répandu dans l'industrie, et les composites à matrice PEEK se rependent de plus en plus dans l'industrie du composite grâce à leurs bonnes propriétés mécaniques, thermiques, [1] ainsi que leur bio-compatibilité [9]. Ces matrices sont principalement renforcées par des fibres de carbone (e.g. Friedrich, K et al. 10, Garcia-Gonzalez et al. 8, Anuar et al. 11, Brody and Ward 12) ou de verre (e.g. Demir 6, Brody and Ward 12). Le comportement des polymères thermoplastiques dépend du temps et de la vitesse de chargement, ce qui peut être modélisé par un comportement viscoélastique ou élasto-viscoplastique (Maurel-Pantel et al. 13, Arrieta et al. 14, Diani et al. 15, Endo and de Carvalho Pereira 16, Panoskaltsis et al. 17).

Au cours des 20 dernières années, beaucoup de travail a été fait pour modéliser la dépendance en temps du comportement de ce type de composites. Les résultats de ces travaux peuvent être séparés en deux grandes classes : la première étant constituée des travaux dans lesquels les auteurs construisent un modèle phénoménologique, en identifiant le comportement macroscopique en le calant sur des résultats expérimentaux [8]. Dans le cas des fibres courtes, les éprouvettes sont obtenues par injection sous presse, et la topographie de leurs microstructures peut être obtenue à l'aide d'une microtomographie (Chrysostomou and Hashemi 4, Advani and Tucker 18 Shen et al. 19, Friedrich, K et al. 10). Prendre en compte toutes ces, très souvent très complexes, microstructures pour y caler une loi de comportement est cependant trop compliqué à mettre en œuvre pour être utilisé de façon industrielle.

La seconde, est constituée des travaux dans lesquels les auteurs se servent de méthodes d'homogénéisation [20]. Ces méthodes prennent en compte les paramètres des microstructures, et les lois de comportement de chacun des constituants des composites. Ce qui peut être fait de façon analytique dans le cas des méthodes d'homogénéisation en champs moyens (Kammoun et al. 21 Despringre et al. 22). Ou obtenu à l'aide de simulations numériques dans le cas des méthodes en champ complet (Moulinec and Suquet 23, Moulinec and Suquet 24, Dirrenberger et al. 25). Dans le cas de la viscoélasticité linéaire, ils est possible d'obtenir un résultat exact pour l'homogénéisation de composites isotropes [26]. Mais lorsque la microstructure se complexifie, il devient nécessaire de passer par un outil numérique pour obtenir une estimation (Voir Masson and Zaoui 26, Rougier et al. 27 pour le cas de polycristaux). Les méthodes d'homogénéisation en champs moyens sont par ailleurs aussi limitées par la complexité du comportement de chacun des constituants, par exemple, la non-linéarité du comportement des matrices polymères (Lahellec and Suquet 28, Brassart et al. 29). L'utilisation d'une méthode d'homogénéisation en champs complets permet de prendre en compte toutes ces difficultés, mais ne donne le comportement uniquement sur le chemin de chargement utilisé lors de la modélisation. Dans ce papier, il est proposé d'obtenir le comportement macroscopique d'un composite thermoplastique renforcé par fibres courtes de verre (Rayon de $5 \mu m$ et $50 \mu m$ de long) à l'aide d'une méthode d'homogénéisation. Le principal problème de ce type de matériaux est que la microstructure peut-être très complexe, et il ne semble pas, à ce jour, exister beaucoup de méthodes pour décrire une telle microstructure. Généralement, les auteurs utilisent l'estimation de Mori-Tanaka (Kammoun et al. 21, Despringre et al. 22) mais, comme montré dans la section 6.1, l'estimation donnée peut être trop peu rigide. Pour résoudre ce problème, il est proposé ici d'utiliser une méthode d'homogénéisation basée sur des transformées de Fourier rapides (Moulinec and Suquet 23, Moulinec and Suquet 24), qui présente l'avantage de ne pas être basée sur un maillage, et donc d'éviter les problèmes de maillage souvent rencontrés lors de l'utilisation de méthodes éléments finis. Cette méthode est utilisée pour créer une banque d'essais numériques, sur lesquels la loi du composite est calée. Elle est appliquée à un composite à matrice PC, étudié à $150^{\circ}C$ et renforcé par fibres courtes de verre parfaitement alignées.

2. Méthode d'identification

La méthode proposée est basée sur plusieurs étapes résumées dans la figure 1.

- Le comportement de la matrice est identifié sur des données expérimentales, plusieurs DMA avec balayage en fréquence ont été utilisées pour reconstruire la courbe maitresse du materiau
- Une fois que le comportement de la matrice est identifié, le composite est virtuellement soumis à une DMA dans le cadre de la méthode d'homogénéisation en champs complets.
- Une déformation sinusoidale est appliquée sur le VER a différentes fréquences, le post traitement et la comparaison entre déformations entrées, et contraintes obtenues permet de reconstruire la courbe maitresse du composite.
- Le dernier pas consiste en l'utilisation d'une méthode d'optimisation pour caler sur la courbe maitresse du composite une lois de comportement.

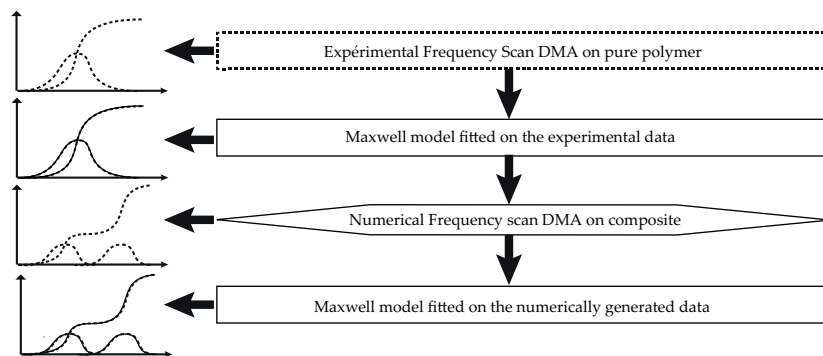


Fig. 1. Illustration des différentes étapes de la méthode proposés

Pour cette première étude, il a été décidé de n'utiliser qu'un simple modèle de maxwell, constitué d'un ressort et d'un amortisseur.

3. Comportement des constituants

Le matériau étudié est une matrice de polycarbonate renforcée par des fibres courtes. Ses propriétés mécaniques ont été identifiées sur des données expérimentales obtenues à l'aide de DMAs. Les DMA permettant de reconstruire la courbe maitresse à l'aide du principe de superposition temps-température (TTS) (Li 30, Maurel-Pantel et al. 13). Le principe de superposition temps température repose sur l'équation Eq. 1 [31] pour reconstruire la courbe maitresse du comportement du materiau. Les modules de rigidité et de pertes sont exprimés en fonction d'une pulsation équivalente ($a_T \omega$) calculée par

$$(a_T \omega) = a_T \times \omega = 10^{\left(\frac{C_1(T-T_{ref})}{C_2+(T-T_{ref})} \right)} \times \omega \quad (\text{Eq. 1})$$

Les paramètres C_1 et C_2 ont été identifiés comme valant $C_1 = 180$ et $C_2 = 900$ avec pour température de référence 150°C 20 temperatures, de 100 à 200°C , en scannant à chaque fois de façon isothermique sur 10 fréquences, de 0.1 à 10 Hz). Ce papier se concentre sur le comportement du composite à 150°C , la valeur d' a_T a été calculée grâce à l'équation Eq. 1, et, pour finir, la pulsation est transformée en fréquence grâce à l'usuel $\omega = 2\pi f$. Ce qui donne la figure 2. Les paramètres identifiés pour le modèle de maxwell à une branche sont $E = 1770\text{MPa}$ et $\eta = 31.9\text{MPa}$, E étant le module d'Young et η la viscosité. Dans un premier temps, le choix a été fait d'utiliser un modèle simple de matrice, ce afin d'éprouver la méthode facilement, cette dernière pouvant être appliqué sans problème à des comportements plus complexes.

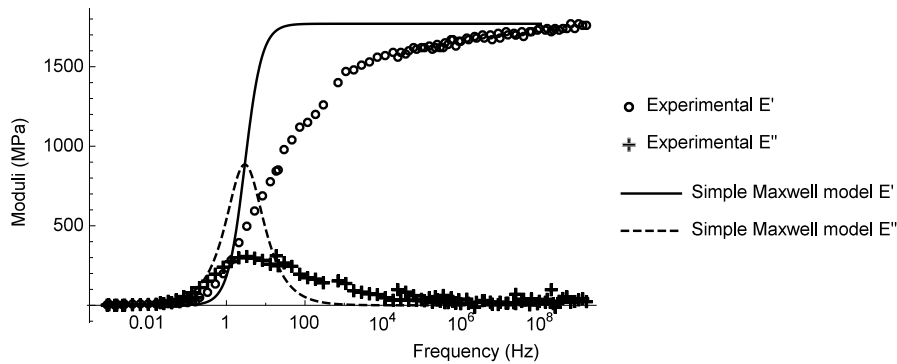


Fig. 2. Maxwell simple calé sur les données expérimentales

4. DMA numérique

La méthode repose sur l'utilisation de DMA virtuelles, ces dernières sont appliquées à des volumes élémentaires représentatifs (VERs) comme par exemple celui présent sur la figure 3. Celui-ci a été généré dans un cas idéal où les fibres sont toutes alignées. Les calculs de DMA sont faits à l'aide d'un code d'homogénéisation en champs complets développé au LMA [23],[24]

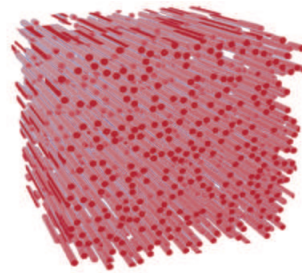


Fig. 3. l'un des VERs utilisés pour les calculs de DMA virtuelles

4.1. Dynamic mechanical analysis (DMA)

Il est courant, pour caractériser les polymères, et donc par conséquent aussi les composites thermoplastiques, d'utiliser des essais DMA. Cette méthode consiste en l'application d'une déformation sinusoïdale à un échantillon, de mesurer les contraintes, et de comparer le déphasage entre contraintes et déformation. En balayant plusieurs températures et / ou fréquences, il est possible de caractériser le comportement visco-élastique d'un matériau. Comparé à un test de traction classique, cet essai donne plus d'informations, comme par exemple la température de transition vitreuse et la dépendance en temps et température du comportement. Les essais virtuels DMA ont été effectués sur une plage de fréquence allant de 0.01 Hz à 1000 Hz en restant isotherme à 150°C.

4.2. Méthode de calcul à l'aide des transformées de Fourier rapides

Une méthode d'homogénéisation en champs complets a été utilisée pour estimer numériquement la réponse du composite au chargement DMA. Cette méthode est basée sur des transformées de Fourier rapides ([23],[24]). Contrairement aux méthodes d'homogénéisation en champs moyens, cette méthode permet de résoudre de façon exacte (dans la limite des erreurs numériques) les équations d'équilibre. Permettant ainsi de calculer la réponse du matériau à n'importe quel chemin de chargement.

5. Effets de la microstructure sur les résultats.

5.1. Distribution de longueur de fibre

Les distributions de longueurs de fibres dans les matériaux composite à fibre courte ont été grandement étudiées au cours des dernières années, il est, en effet, important de bien connaître la topologie des VERs pour être le plus représentatif possible de la réalité. Ainsi lors de la génération de VERs, Il est envisageable de supposer l'homogénéité des longueurs de fibre comme hypothèse, mais en réalité, les fibres subissant de fortes contraintes au moment de l'injection, ces dernières sont coupées, et de ceci résulte une distribution de longueur comme montré dans la figure 4[32]. Il fut donc décidé d'étudier l'effet sur le comportement mécanique de cette distribution de longueur, et de comparer ces résultats à ceux obtenus sur des VERs dans lesquels toutes les fibres sont alignées. La distribution de longueur de fibre a été obtenue dans les travaux de [32]. Ces données, ainsi que la distribution de Weibull correspondante se trouvent sur la figure 4. La distribution réelle utilisée pour voir cet effet est visible

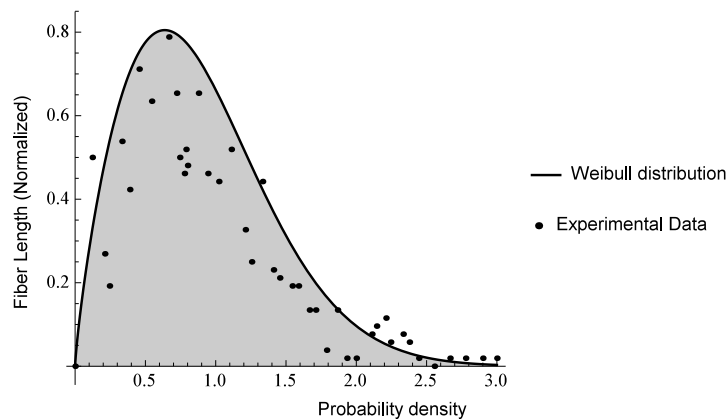


Fig. 4. Distribution de longueur de fibre utilisée pour observer son effet sur les propriétés mécaniques [32]

sur la figure 5

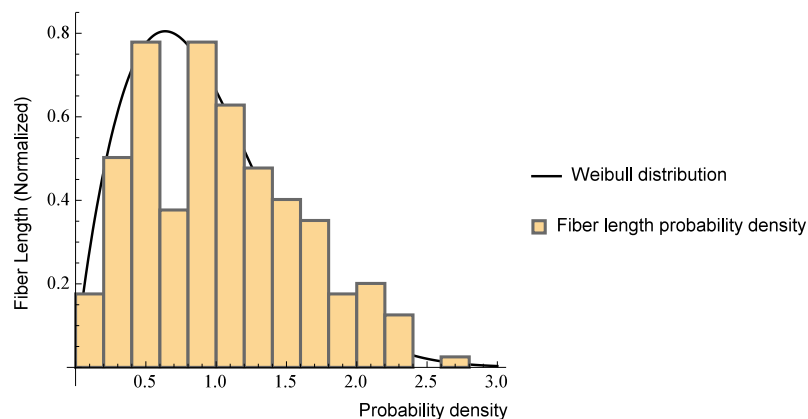


Fig. 5. Distribution de longueurs dans le VER utilisé (comparée à la valeur théorique obtenue grâce aux données de la figure 4)

5.1.1. Effet du taux de fibre sur les DMAs

Le comportement des composites varie avec les variations de microstructures, ici, deux types de variations sont étudiées, la variation de taux volumique de fibre, et la distribution de longueur de

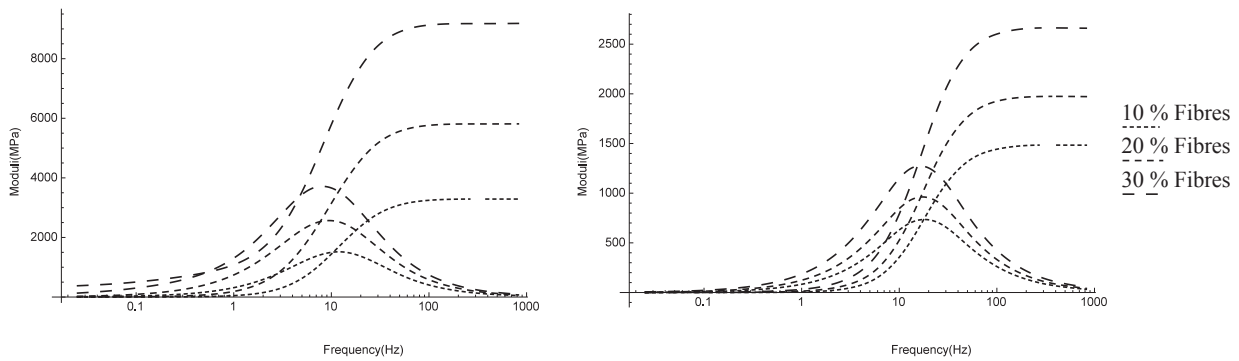


Fig. 6. évolution du résultat des DMA sens fibre avec le taux de fibre

ces fibres. La figure 6 montre l'évolution des DMAs quand le taux volumique de fibre varie de 10 à 30%. il y a deux DMAs, qui sont respectivement, une DMA dans le sens des fibres (gauche), et en cisaillement dans un plan parallèle à l'axe des fibres (droite). Lorsque le taux de fibre augmente, la rigidité globale du composite augmente logiquement avec lui. Il est cependant intéressant de noter que lors de l'augmentation du taux de fibre, le principal temps de relaxation (sommet du plus gros pic de dissipation) diminue lorsque l'on regarde dans le sens des fibres, alors qu'il reste quasi identique en cisaillement.

5.1.2. Effet de la distribution de longueur

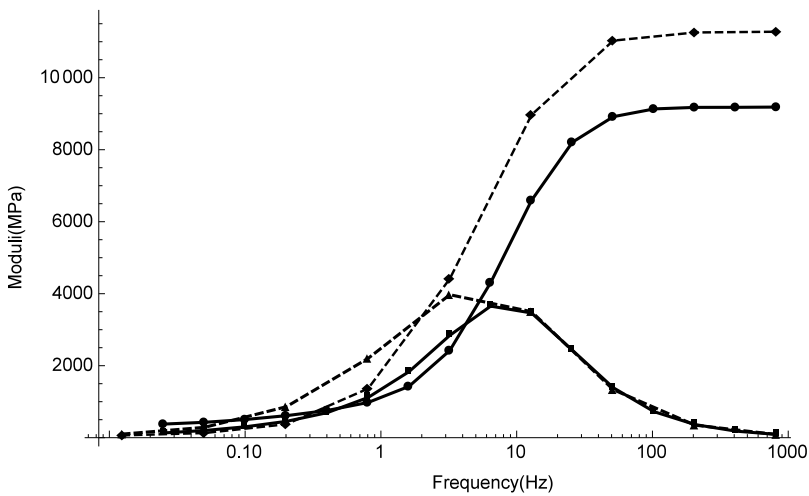


Fig. 7. Comparaison entre les DMAs obtenues avec un VER dont les fibres sont toutes identiques avec un don les fibres respectent la distribution de longueur définite au dessus.

Prendre en compte la distribution de longueur de fibre prend beaucoup plus de temps de calcul, ceci est dû au fait que l'utilisation d'une telle distribution implique l'existence de fibres plus longues, et donc un besoin de VER plus grand. En effet, si une fibre est plus longue que le VER, elle se retrouve modélisée comme une fibre infinie. La Figure 7 Montre la comparaison entre un VERs dont les fibres sont identiques (EL_{RVE} EL pour "Equal Lenght") avec un don les longueurs sont distribuées (FLD_{RVE} FLD pour "Fiber Lenght Distributed"). Il est intéressant de constater que le module de perte est quasiment le même entre les deux VERs lorsque la fréquence de sollicitation est supérieure à 10 Hz, tandis qu'en dessous de ce seuil, le module de perte est significativement plus grand dans le cas des distributions de longueur. Ceci est confirmé lorsque l'on regarde le module de rigidité : entre 1 et 3 Hz, la pente est plus raide dans le cas d'une distribution de longueur, puis, au-delà de 3 Hz les deux

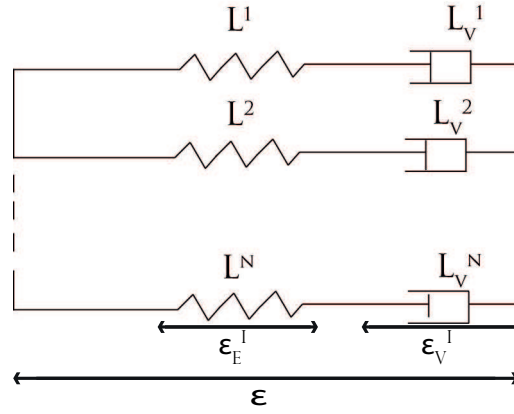


Fig. 8. Modèle de Maxwell généralisé

courbes semblent suivre un mouvement parallèle. Il semble donc que la distribution des longueurs de fibres dans une VER ait un effet complexe sur le comportement du matériau, et qu'il n'est pas possible d'approximer cet effet en se servant uniquement de la moyenne des longueurs. .

6. Modèle macroscopique du composite

Le modèle utilisé dans les travaux présentés ici est un modèle de Maxwell généralisé. Ce dernier est construit à l'aide de modèles de Maxwell classiques mis en parallèle, comme visible sur la figure 8. Le PC étant incompressible à 150°C, et les fibres étant beaucoup plus rigide, le composite est supposé incompressible. Dans le cas des matériaux isotropes transverses incompressibles, le tenseur des modules appartient à un espace vectoriel de dimension 3 et peut être donné par[33]

$$\mathbf{L} = \frac{3}{2}\alpha_L \mathbf{K}_E + \delta_L \mathbf{K}_T + \delta'_L \mathbf{K}_L \quad (\text{Eq. 2})$$

avec \mathbf{K}_T , \mathbf{K}_L et \mathbf{K}_E trois projecteurs donnés par

$$\mathbf{K}_T = I_T - J_T \quad \mathbf{K}_L = \mathbf{K} - \mathbf{K}_T - \mathbf{K}_E \quad J = \frac{1}{3}i \otimes i \quad \mathbf{K} = \mathbf{I} - J \quad (\text{Eq. 3})$$

et (n étant la direction des fibres)

$$\mathbf{K}_E = \frac{1}{6}(2n \otimes n - i_T) \otimes (2n \otimes n - i_T) \quad J_T = \frac{1}{2}i_T \otimes i_T \quad i_T = id_2 - n \otimes n \quad (\text{Eq. 4})$$

Chaque branche i du modèle de maxwell généralisé est donnée par le tenseur de rigidité L^i et un tenseur des modules de viscosité L_v^i . Les contraintes sont données par la somme des contraintes de chaque branche et s'écrivent :

$$\sigma = \sum L^i : (\epsilon : \epsilon_v^i s) \quad (\text{Eq. 5})$$

l'évolution de la variable interne ϵ_v^i est donnée par

$$\sigma_i = L_v^i : \dot{\epsilon}_v^i \quad (\text{Eq. 6})$$

L'utilisation d'une transformée de Laplace-Carson, donnée par l'équation (Eq.7) donne une expression de la loi de comportement dans l'espace fréquentiel, qui présente l'avantage d'avoir une forme élastique dans cet espace.

$$\hat{f}(p) = \int_0^{+\infty} e^{-pt} f(t) dt \quad (\text{Eq. 7})$$

$$\mathbf{L} = \frac{3}{2}\alpha_L \mathbf{K}_E + \delta_L \mathbf{K}_T + \delta'_L \mathbf{K}_L \quad \text{and} \quad \mathbf{L}_v = \frac{3}{2}\alpha_\eta \mathbf{K}_E + \delta_\eta \mathbf{K}_T + \delta'_\eta \mathbf{K}_L \quad (\text{Eq. 8})$$

En combinant l'équation Eq. 8 avec l'expression d'un modèle de Maxwell simple, on obtient :

$$\mathbf{L}_{ve}(p) = p(\mathbf{L}^{-1}p + \mathbf{L}_v^{-1})^{-1} \quad (\text{Eq. 9})$$

Pour un modèle de Maxwell simple, le comportement peut donc être exprimé comme un tenseur fonction de 6 variables α_L , δ_L , δ'_L , α_η , δ_η et enfin δ'_η . Ici, un modèle de maxwell généralisé a été utilisé, les lois de comportement dépendent donc de $6 \times N$ paramètres, avec N le nombre de branches constituant le modèle. L'expression globale du modèle est donc :

$$\mathbf{L}_{ve}(P) = \sum_{i=1}^N \left(\frac{2\alpha_\eta^i \alpha_L^i P}{3(\alpha_L^i + \alpha_\eta^i P)} + \frac{\delta_\eta^i \delta_L^i P}{\delta_L^i + \delta_e^i taP} + \frac{\delta_\eta^i \delta_L^i P}{\delta_L^i + \delta_e^i taP} \right) \quad (\text{Eq. 10})$$

Afin d'avoir toutes les variables identifiées, trois cas de chargement sont nécessaires. Ces trois cas ont donc été choisis pour être parallèles avec \mathbf{K}_E , \mathbf{K}_T , et \mathbf{K}_L ils seront, par la suite, appelés, respectivement V_E , V_T et V_L (avec e_1 , e_2 et e_3 base canonique de \mathbb{R}^3)

$$\begin{cases} V_E = -\frac{1}{2}(e_1 \otimes e_1 + e_2 \otimes e_2) + e_3 \otimes e_3 \\ V_T = \frac{1}{2}(e_1 \otimes e_1 - e_2 \otimes e_2) + e_3 \otimes e_3 \\ V_L = e_1 \otimes (e_2 + e_3) + (e_2 + e_3) \otimes e_1 \end{cases} \quad (\text{Eq. 11})$$

6.0.3. Identification du modèle

L'identification du meilleur set de variables pour caler avec les données expérimentales ou virtuelles, a été faite à l'aide de l'algorithme "Random Search" de mathematica, avec pour fonction coût

$$Cost = \sum_{i=\alpha\delta\delta'} \left(\frac{Re(Model_i) - Re(Experiment_i)}{Re(Experiment_i)} \right)^2 + \left(\frac{Im(Model_i) - Im(Experiment_i)}{Im(Experiment_i)} \right)^2 \quad (\text{Eq. 12})$$

dans laquelle i représente les 3 différents cas de chargement.

6.1. Nombre de branches requis pour représenter le comportement

La matrice est définie comme un simple modèle ressort + amortisseur (a.k.a. Modèle de Maxwell simple). Il est donc intéressant de noter que le comportement du composite est plus complexe, et qu'il ne peut pas être modélisé par un simple modèle de Maxwell. Les Figures 9 et 10 montrent les meilleurs calages obtenus, respectivement avec une, deux et trois branches. Il est impossible de caler un modèle de Maxwell simple à cause du fait que dans ce cas, la courbe de dissipation coupe toujours celle de rigidité au milieu du pic de dissipation. Ajouter une branche permet d'améliorer grandement la correspondance entre modèle et données expérimentales, mais le pic de dissipation n'est toujours pas parfaitement calé. Il semble donc que dans le cas présent, avoir trois branches de maxwell soit un minimum pour bien saisir le comportement. Les trois modèles sont comparés aux résultats obtenus à l'aide de l'estimation de Mori-Tanaka, et dans les trois cas, ils donnent une meilleure estimation du comportement.

7. Conclusions

Ce papier présente une nouvelle méthode pour identifier et caractériser le comportement des matériaux composites. Cette nouvelle méthode est basée sur l'utilisation d'une méthode d'homogénéisation en champs complets appliquée à la microstructure du matériau. Ceci est possible grâce à l'utilisation d'une méthode aux FFT pour résoudre les équations d'équilibre. Ceci a permis la construction d'une base de données d'expérimentations virtuelles sur laquelle le comportement du composite a été identifié. Ceci a aussi permis d'observer l'effet sur le comportement de deux paramètres : le taux de fibre ainsi

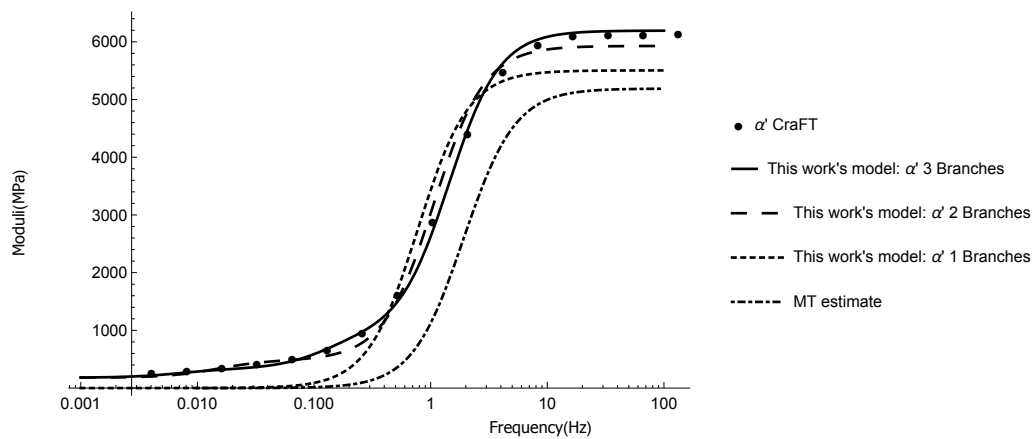


Fig. 9. Module de rigidité avec 1, 2 and 3 branches comparés avec CraFT et une estimation de Mori-Tanaka

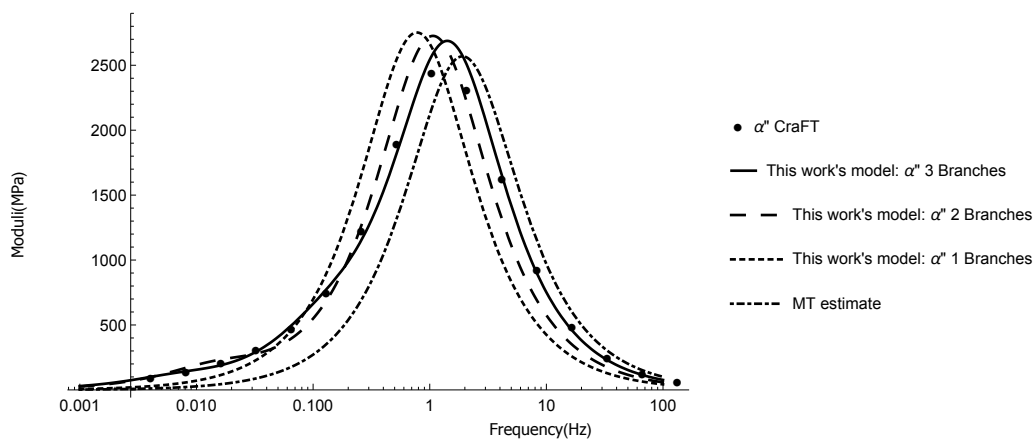


Fig. 10. Module de perte avec 1, 2 and 3 branches comparés avec CraFT et une estimation de Mori-Tanaka

que la distribution d'orientation. Ces deux paramètres ont un effet non-négligeable sur la rigidité du matériau ainsi que sur ses temps de relaxation. Dans de futurs travaux, un méta-modèle sera construit pour accélérer la prédiction du comportement, et l'étude sera étendue aux cas généraux des matériaux compressibles.

Références

- [1] Solvay « KetaSpire PEEK design and processing Guide », 2016.
- [2] CYTEC « APC-2-PEEK thermoplastic Polymer data sheet », 2016.
- [3] W. E. Haskell, S. P. Petrie, R. W. Lewis « Fracture toughness of a short-fiber reinforced thermoplastic », *Polymer Engineering & Science* Vol. 23 n° 14, pp. 771–775, 1983.
- [4] A. Chrysostomou, S. Hashemi « Influence of reprocessing on properties of short fibre-reinforced polycarbonate », *Journal of materials science* Vol. 31 n° 5, pp. 1183–1197, 1996.
- [5] L. M. Wenz, K. Merritt, S. A. Brown, A. Moet, A. D. Steffee « In vitro biocompatibility of polyetheretherketone and polysulfone composites », *Journal of biomedical materials research* Vol. 24 n° 2, pp. 207–215, 1990.
- [6] Z. Demir « Tribological performance of polymer composites used in electrical engineering applications », *Bulletin of Materials Science* Vol. 36 n° 2, pp. 341–344, 2013.
- [7] Crevel, Jeremy « Etude et modélisation du comportement et de l'endommagement d'un composite injecté à matrice PEEK renforcée de fibres courtes de carbone », Ph.D. thesis, Université de Toulouse, Institut supérieur de l'aéronautique et de l'espace (ISAE), 2014.
- [8] D. Garcia-Gonzalez, M. Rodriguez-Millan, A. Rusinek, A. Arias « Investigation of mechanical impact behavior of short carbon-fiber-reinforced PEEK composites », *Composite Structures* Vol. 133, pp. 1116–1126, 2015, ISSN 02638223.
- [9] Morrison C., Macnair R., MacDonald C., Wykman A., Goldie I., Grant M.H. « In vitro biocompatibility testing

- of polymers for orthopaedic implants using cultured fibroblasts and osteoblasts », *Biomaterials* Vol. 16 n° 13, pp. 987–992, 1995.
- [10] Friedrich, K, Walter, R, Voss, H, Karger-Kosis, J « Effect of short fibre reinforcement on the fatigue crack propagation and fracture of PEEK-matrix composites », *Composites* Vol. 17 n° 3, pp. 205–216, 1986.
- [11] H. Anuar, S. H. Ahmad, R. Rasid, A. Ahmad, W. N. W. Busu « Mechanical properties and dynamic mechanical analysis of thermoplastic-natural-rubber-reinforced short carbon fiber and kenaf fiber hybrid composites », *Journal of Applied Polymer Science* Vol. 107 n° 6, pp. 4043–4052, 2008, ISSN 00218995, 10974628.
- [12] H. Brody, I. M. Ward « Modulus of short carbon and glass fiber reinforced composites », *Polymer Engineering & Science* Vol. 11 n° 2, pp. 139–151, 1971.
- [13] A. Maurel-Pantel, E. Baquet, J. Bikard, J. Bouvard, N. Billon « A thermo-mechanical large deformation constitutive model for polymers based on material network description : Application to a semi-crystalline polyamide 66 », *International Journal of Plasticity* Vol. 67, pp. 102–126, 2015, ISSN 07496419.
- [14] S. Arrieta, J. Diani, P. Gilormini « Experimental characterization and thermoviscoelastic modeling of strain and stress recoveries of an amorphous polymer network », *Mechanics of Materials* Vol. 68, pp. 95–103, 2014, ISSN 01676636.
- [15] J. Diani, Y. Liu, K. Gall « Finite strain 3D thermoviscoelastic constitutive model for shape memory polymers », *Polymer Engineering & Science* Vol. 46 n° 4, pp. 486–492, 2006, ISSN 0032-3888, 1548-2634.
- [16] V. T. Endo, J. C. de Carvalho Pereira « Linear orthotropic viscoelasticity model for fiber reinforced thermoplastic material based on Prony series », *Mechanics of Time-Dependent Materials* ISSN 1385-2000, 1573-2738.
- [17] V. P. Panoskaltis, K. D. Papoulia, S. Bahuguna, I. Korovajchuk « The generalized Kuhn model of linear viscoelasticity », *Mechanics of Time-Dependent Materials* Vol. 11 n° 3-4, pp. 217–230, 2007, ISSN 1385-2000, 1573-2738.
- [18] S. Advani, C. Tucker « The use of tensors to describe and predict fiber orientation in short fiber composite », *Journal of Rheology* Vol. 31, pp. 751–784, 1987.
- [19] H. Shen, S. Nutt, D. Hull « Direct observation and measurement of fiber architecture in short fiber-polymer composite foam through micro-CT imaging », *Composites Science and Technology* Vol. 64 n° 13-14, pp. 2113–2120, 2004, ISSN 02663538.
- [20] M. Bornert, Homogenization in mechanics of materials, ISTE Ltd., Newport Beach, CA, ISBN 1-905209-17-7 978-1-905209-17-0, oCLC : 255606506, 2006.
- [21] S. Kammoun, I. Doghri, L. Brassart, L. Delannay « Micromechanical modeling of the progressive failure in short glass-fiber reinforced thermoplastics – First Pseudo-Grain Damage model », *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* Vol. 73, pp. 166–175, 2015, ISSN 1359835X.
- [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, ISSN 02638223.
- [23] H. Moulinec, P. Suquet « A fast numerical method for computing the linear and nonlinear mechanical properties of composites », *Comptes rendus de l'Académie des sciences. Série II, Mécanique, physique, chimie, astronomie* Vol. 318 n° 11, pp. 1417–1423, 1994.
- [24] H. Moulinec, P. Suquet « A numerical method for computing the overall response of nonlinear composites with complex microstructure », *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* Vol. 157, pp. 69–94, 1998.
- [25] J. Dirrenberger, S. Forest, D. Jeulin « Towards gigantic RVE sizes for 3D stochastic fibrous networks », *International Journal of Solids and Structures* Vol. 51 n° 2, pp. 359–376, 2014, ISSN 00207683.
- [26] R. Masson, A. Zaoui « Self-consistent estimates for the rate-dependent elastoplastic behaviour of polycrystalline materials », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* Vol. 47 n° 7, pp. 1543–1568, 1999, ISSN 00225096.
- [27] Y. Rougier, C. Stolz, A. Zaoui « Spectral analysis of linear viscoelastic inhomogeneous materials », *Comptes rendus de l'Académie des sciences. Série II, Mécanique, physique, chimie, astronomie* Vol. 316 n° 11, pp. 1517–1522, 1993.
- [28] N. Lahellec, P. Suquet « Effective response and field statistics in elasto-plastic and elasto-viscoplastic composites under radial and non-radial loadings », *International Journal of Plasticity* Vol. 42, pp. 1–30, 2013, ISSN 07496419.
- [29] L. Brassart, L. Stainier, I. Doghri, L. Delannay « Homogenization of elasto-(visco) plastic composites based on an incremental variational principle », *International Journal of Plasticity* Vol. 36, pp. 86–112, 2012, ISSN 07496419.
- [30] R. Li « Time-temperature superposition method for glass transition temperature of plastic materials », *Materials Science and Engineering : A* Vol. 278 n° 1-2, pp. 36–45, 2000, ISSN 09215093.
- [31] R. D. Andrews, A. V. Tobolsky « Elastoviscous properties of polyisobutylene. IV. Relaxation time spectrum and calculation of bulk viscosity », *Journal of Polymer Science* Vol. 7 n° 23, pp. 221–242, 1951, ISSN 00223832, 15426238.
- [32] T. Moriwaki « Mechanical property enhancement of glass fiber reinforced polyamide composite made by direct injection moulding process », *Composite part A* Vol. 27A, pp. 379–384, 1996.
- [33] M. Bornert, T. Bretheau, P. Gilormini, Homogénéisation en mécanique des matériaux, Hermès science publications, Paris, ISBN 2-7462-0199-2 978-2-7462-0199-6 2-7462-0200-X 978-2-7462-0200-9, 2001.