Influence du procédé d'injection dans la simulation mécanique de thermoplastiques chargés en fibres de verre courtes

Antoine Launay, Habibou Maitournam, Yann Marco, Ida Raoult

▶ **To cite this version:**

Antoine Launay, Habibou Maitournam, Yann Marco, Ida Raoult. Influence du procédé d'injection dans la simulation mécanique de thermoplastiques chargés en fibres de verre courtes. 10e colloque national en calcul des structures, May 2011, Giens, France. 8 p.; Clé USB. hal-00592881

HAL Id: hal-00592881
https://hal.science/hal-00592881

Submitted on 3 May 2011

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.

CSMA 2011
10e Colloque National en Calcul des Structures
9-13 mai 2011, Presqu'île de Giens (Var)

Influence du procédé d'injection dans la simulation mécanique de thermoplastiques chargés en fibres de verre courtes

A. Launay[1, 2, 3]*, M.H. Maitournam[1], Y. Marco[2], I. Raoult[3]

1. *Laboratoire de Mécanique des Solides (CNRS UMR 7649), École polytechnique, 91128 Palaiseau, France*
2. *Laboratoire Brestois de Mécanique et des Systèmes, ENSTA Bretagne, 2 rue François Verny, 29806 Brest Cedex 9, France*
3. *PSA Peugeot Citroën, Direction Scientifique et des Technologies Futures, Route de Gisy, 78943 Vélizy-Villacoublay, France*

Résumé — Les thermoplastiques renforcés en fibres de verre courtes présentent un comportement mécanique fortement non-linéaire lorsqu'ils sont soumis à des chargements cycliques, sous différentes conditions hygrothermiques. Une loi de comportement phénoménologique est proposée de façon à décrire différents mécanismes physiques, tells que la viscoélasticité, la viscoplasticité, l'écrouissage ou l'adoucissement cyclique. La microstructure anisotrope, conséquence de la mise en forme par injection, est prise en compte dans le modèle par l'intermédiaire de tenseurs d'orientation.

Mots clefs — Modélisation, moulage par injection, distribution d'orientation de fibres

1 Introduction

1.1 Contexte industriel et objectifs

Dans l'optique d'une réduction des émissions de CO2, l'industrie automobile utilise de plus en plus de matériaux plastiques, de façon à tirer partie de leur faible masse ainsi que des possibilités de mise en forme complexe (intégration de fonctions, raidisseurs). Les composites à matrice polymère et particulièrement les thermoplastiques renforcés en fibres de verre courtes ont une rigidité spécifique suffisante pour des applications sur le circuit d'admission en air (répartiteur d'air à l'admission, raccord de sortie du turbocompresseur) voire même pour des applications structurales (biellette anti-couple). En outre, le moulage par injection des thermoplastiques à fibres courtes est compatible avec les cadences de production élevées et les coûts modérés requis dans l'industrie automobile.

Les pièces automobiles du circuit d'admission en air sont soumises à des chargements mécaniques cycliques (pression pulsée) dans des conditions environnementales variables (température T, taux d'humidité RH). Ces composants doivent donc être dimensionnés à la fatigue, et la première étape de conception dans cette optique est l'utilisation d'une loi de comportement capable de décrire le comportement mécanique cyclique (potentiellement complexe) sur une large plage de conditions hygrothermiques

La description du comportement mécanique cyclique des thermoplastiques charges en fibres de verre courtes est une tâche ardue qui soulève de nombreuses difficultés. En premier lieu, la mise en forme par injection résulte en une microstructure locale complexe pour le composite. Les fibres de verre de sont pas nécessairement distribuées de façon homogène dans le polymère, et peuvent former des amas. Leur état d'orientation dépend fortement du flux d'injection, ce qui se traduit par des propriétés mécaniques variable suivant le point considéré dans la structure, et même selon l'épaisseur en un point donné (hétérogénéité spatiale). Ces propriétés dépendent également fortement de la direction considérée, puisque les fibres ne sont en général pas distribuées de façon aléatoire (anisotropie). Du point de vue mécanique, le comportement fortement non-linéaire de la matrice polymère implique d'autres difficultés. En effet, pour être représentatif des chargements réels vus par une pièce lors de sa vie en service, les signaux d'effort doivent inclure des phases de relaxation ou de

recouvrance, ainsi que des couplages fatigue-fluage. Si l'on considère qu'il n'existe pas à l'heure actuelle dans la littérature de critère de fatigue qui soit communément accepté pour ce matériau, cela signifie qu'une loi de comportement doit être à-même de prédire avec précision différentes quantités physiques : les amplitudes de contrainte ou de déformation bien sûr, mais aussi l'énergie dissipée, la plasticité cumulée, la perte de raideur, etc. Enfin, la température ainsi que le taux d'humidité ambiant (particulièrement dans le cas des polyamides) influencent fortement les propriétés mécaniques de la matrice thermoplastique, et donc du composite. Les composants industriels sont soumis à une plage de conditions hygrothermiques (environnement proche du moteur, variations climatiques…), ce qui explique pourquoi la loi de comportement cyclique doit être valide en-deçà et au-delà de la température de transition vitreuse [9].

Une approche phénoménologique a été retenue pour modéliser le comportement cyclique des thermoplastiques renforcés en fibres courtes. En effet, les méthodes de transition d'échelle, bien que prometteuses puisque capable de rendre compte des micro-mécanismes physiques au sein du matériau hétérogène, et très présentes dans la littérature [6, 12, 15], ne sont aujourd'hui pas compatibles avec des calculs numériques sur des structures industrielles complexes, avec des lois de comportement fortement non-linéaires et sous des chargements cycliques. L'objet de cet article est de présenter une façon de modéliser les aspects anisotropes du comportement mécanique, conséquence de la distribution d'orientation des fibres, dans le cadre des équations de comportement non-linéaire proposées par les auteurs [10].

1.2 Outils numériques pour le calcul de structures

La chaîne de calcul numérique permettant de réaliser une simulation numérique fiable du comportement mécanique d'une structure comporte plusieurs maillons. La première étape consiste à simuler le processus d'injection (à l'aide d'un logiciel comme MoldFlow® par exemple), de façon à quantifier la distribution d'orientation de fibres (DOF) sur la structure. Plus précisément, la distribution complète n'est pas calculée, mais seulement ses moments d'ordre 2 et 4. Ces grandeurs sont appelés tenseurs d'orientation d'ordre 2 et d'ordre 4, et sont notés $\underline{\underline{a}}^{\psi}$et $\mathbb{A}^{\psi}$. Le tenseur d'orientation d'ordre 4 $\mathbb{A}^{\psi}$ résulte d'une interpolation fondée sur le seul tenseur d'ordre 2 $\underline{\underline{a}}^{\psi}$, appelée équation de fermeture.

Dans le cas général, les maillages pour la simulation d'injection et pour le calcul de structure sont différents. Une interpolation des tenseurs d'orientation sur le maillage mécanique est donc nécessaire, ce qui peut être réalisé à l'aide d'un logiciel de *mapping*, comme Digimat®-MAP.

Enfin, l'intégration numérique des équations d'évolution non-linéaires dans un logiciel de calcul par éléments finis implique le développement d'une routine utilisateur, appelée UMAT lorsque l'on travaille avec Abaqus®. Cette routine prend comme paramètre d'entrée au calcul la valeur du tenseur d'orientation au point de Gauss courant (connu grâce à l'étape de *mapping*), de façon à tenir compte de l'anisotropie matérielle lors du calcul mécanique.

2 Equations du comportement cyclique

2.1 Mécanismes physiques et comportement non-linéaire

Une importante champagne expérimentale a été réalisée sur des éprouvettes de traction ISO527-2-1A, réalisées par injection de Zytel 70G35 HSLX (polyamide 66 contenant 35% de fibres de verre courtes en masse), fournies par DuPont de Nemours. L'analyse mécanique a permis de mettre en évidence différents mécanismes physique ; viscoélasticité à différentes échelles de temps, viscoplasticité, écrouissage cinématique non-linéaire et adoucissement cyclique [9]. Un modèle de

comportement a été proposé par les auteurs, pour lequel la déformation totale est partagée en contributions élastique, viscoélastique long et court terme et viscoplastique :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \underline{\underline{\varepsilon}}_{v1} + \underline{\underline{\varepsilon}}_{v2} + \underline{\underline{\varepsilon}}_{vp} \tag{1}$$

La contrainte est reliée à la déformation élastique via un tenseur de rigidité d'ordre 4:

$$\underline{\underline{\sigma}} = \mathbb{C}^e : \underline{\underline{\varepsilon}}_e \tag{2}$$

La contrainte équivalente viscoplastique fait intervenir la force thermodynamique associée à la variable d'écrouissage (aussi appelée contrainte de rappel) $\underline{\underline{X}}$:

$$\mathcal{J}_{vp} = \sqrt{\left(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}\right) : \mathbb{P} : \left(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}\right)} \tag{3}$$

où $\mathbb{P}$ est un tenseur d'ordre 4 similaire à la formulation de Hill [8]. Dans le cas isotrope, $\mathbb{C}^e$ s'écrit à partir de 2 paramètres uniquement (par exemple E and ν), and $\mathbb{P}$ vaut $1.5\mathbb{K}$, ce qui signifie que J_{vp} est simplement la contrainte équivalent de von Mises. On utilise ici la décomposition classique $\mathbb{I} = \mathbb{J} + \mathbb{K}$ du tenseur identité d'ordre 4 en projecteurs sur les parties sphérique $\mathbb{J}$ et déviatorique $\mathbb{K}$. Le taux de déformation viscoplastique dépend de $\mathcal{J}_{vp}$ suivant une loi d'écoulement sans seuil explicite semblable à celle proposée par Delobelle et al. [5]:

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{vp} = A\left[\sinh\left(\frac{\mathcal{J}_{vp}}{H}\right)\right]^m \frac{\mathbb{P}:\left(\underline{\underline{\sigma}}-\underline{\underline{X}}\right)}{\mathcal{J}_{vp}} \equiv \lambda_{vp}\ \underline{\underline{n}}_{vp} \tag{4}$$

Enfin, l'évolution de la contrainte de rappel suit une loi de type Armstrong-Frederick avec les paramètres C and γ:

$$\dot{\underline{\underline{X}}} = \lambda_{vp}\left(\frac{2C}{3}\underline{\underline{n}}_{vp} - \gamma\underline{\underline{X}}\right) \tag{5}$$

Les paramètres matériau ont été identifiés pour différentes conditions hygrothermiques. La figure 1 illustre le caractère prédictif du modèle de comportement en ce qui concerne les mécanismes non-linéaires évoqués ci-dessus.

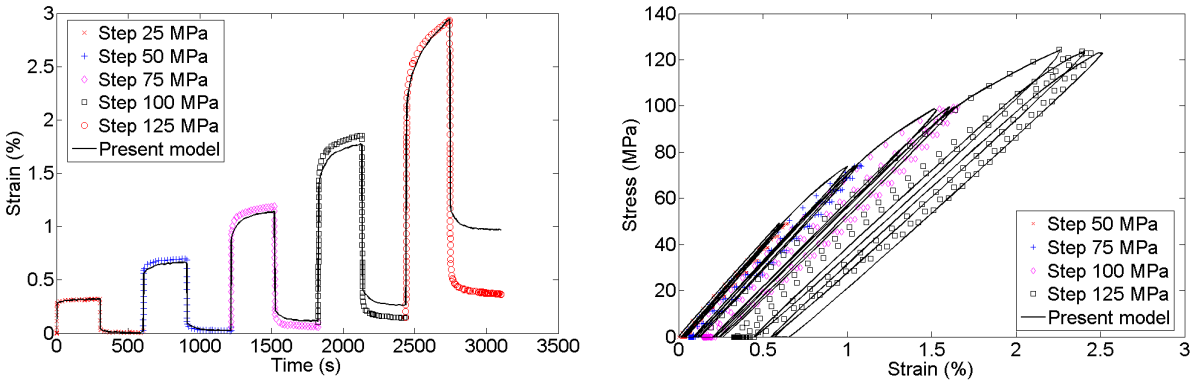

FIG. 1 – Comparaisons entre données expérimentales (symboles) et prédictions numériques (trait continu) pour différentes histoires de chargement sur des éprouvettes de traction ISO527-2-1A, à température ambiante et RH=50%. A gauche : essai de fluage-recouvrance cyclique (piloté en contrainte à 25 MPa/s), à droite : essai de traction répétée par paliers croissants (piloté en contrainte à 2.5 MPa/s). Remarque : ces résultats sont des *validations* du modèle, pour lesquels les paramètres matériau ont été déterminés au préalable selon une stratégie d'identification précise [5].

2.2 Prise en compte de la microstructure sur les propriétés élastique et viscoplastique

Les paramètres matériau ont été identifies sur une microstructure précise, qui peut être considérée isotrope transverse. Pour une microstructure différente, il est nécessaire de proposer une relation entre tenseur d'orientation et propriétés mécaniques.

Le tenseur élastique est construit suivant une procédure d'homogénéisation en deux étapes. Les propriétés élastiques du composite unidirectionnel (UD) sont calculées à l'aide d'un schéma classique d'homogénéisation pour les composites à fibres courtes alignées [14]. Fondé sur les résultats d'Eshelby, le modèle de Mori-Tanaka [3] est approprié lorsque la fraction volumique de fibre n'excède pas 30% (19.5% dans notre cas). Le tenseur des rigidités est construit par moyenne selon les orientations des tenseurs élastiques UD, ce qui revient à écrire une borne supérieure de Voigt [7, 11] :

$$\mathbb{C}^e = \int_\Omega \psi(\underline{p})\mathbb{C}^{UD}(\underline{p})\ \mathrm{d}\underline{p} = \mathbb{C}^e\left(\mathbb{A}^\psi, \underline{\underline{a}}^\psi\right) \tag{6}$$

Cette expression peut s'écrire à l'aide des 5 constantes élastiques de Tandon et Weng [13], ainsi qu'avec les tenseurs d'orientation $\underline{\underline{a}}^\psi$ et $\mathbb{A}^\psi$, ce dernier étant calculé par une équation de fermeture orthotrope souple [1, 4].

Les propriétés viscoélastiques sont supposées isotropes [2]. La contrainte équivalente viscoplastique σ_{vp} dépend de l'orientation des fibres, ce qui s'écrit formellement $\mathbb{P} = \mathbb{P}(\mathbb{A}^\psi)$. Par exemple, on peut proposer une relation de la forme :

$$\mathbb{P} = \frac{3}{2S}\mathbb{K} : \mathbb{C}^{e\,-1} : \mathbb{K} \tag{7}$$

Le sens physique d'une telle équation est que les mécanismes viscoplastiques sont plus facilement activés dans les directions les plus souples, i.e. dans les directions où les fibres sont majoritairement alignées dans un plan orthogonal. Par ailleurs, P est orthotrope [8] si C^e l'est, and vaut 1.5K dans le cas où C^e est isotrope, ce qui est conforme au sens physique. *S* est un coefficient de normalisation, que l'on choisit de telle façon à ce que $P_{1111} = 3/2$ dans le cas de la microstructure ISO527-2-1A. Ce choix rend plus directe l'identification des paramètres matériau à partir des éprouvettes de traction ISO527-2-1A.

3 Application au calcul de structures

3.1 Résultats et validation sur une éprouvette de fatigue entaillée

Des éprouvettes de fatigue (voir la figure 2, droite) ont été injectées à partir du même polymère (PA66-GF35). Comme la distribution d'orientation autour de l'entaille circulaire est complexe, ces éprouvettes peuvent être considérées comme des mini-structures et sont adaptées à la validation de la méthode proposée pour tenir compte de l'influence de la microstructure sur le comportement non-linéaire.

Sur la figure 2 nous montrons pourquoi, d'une part, un comportement élastique linaire $\underline{\underline{\sigma}} = \mathbb{C}^e : \underline{\underline{\varepsilon}}_e$ avec un tenseur de rigidité anisotrope ne peut être utilisé pour prédire le comportement mécanique, même sous chargement monotone et à faible niveau de contrainte. Les mécanismes non-linéaires sont en effet activés facilement du fait de la concentration de contraintes. D'autre part, le modèle non-linéaire proposé sans prise en compte de la DOF ne peut suffire car les mécanismes viscoplastiques dépendent fortement de la microstructure. Le fait que la raideur initiale soit correcte avec un modèle « isotrope » s'explique par le fait que les fibres soient bien orientées dans le sens de chargement de

part et d'autre du trou, et que la microstructure locale est proche de celle des éprouvettes ISO527-2-1A. En revanche, le modèle proposé avec un tenseur $\mathbb{C}^e$ anisotrope et un tenseur $\mathbb{P}$ calculé à l'aide de l'équation (7) aboutit à une corrélation satisfaisante entre données expérimentales et prédictions numériques.

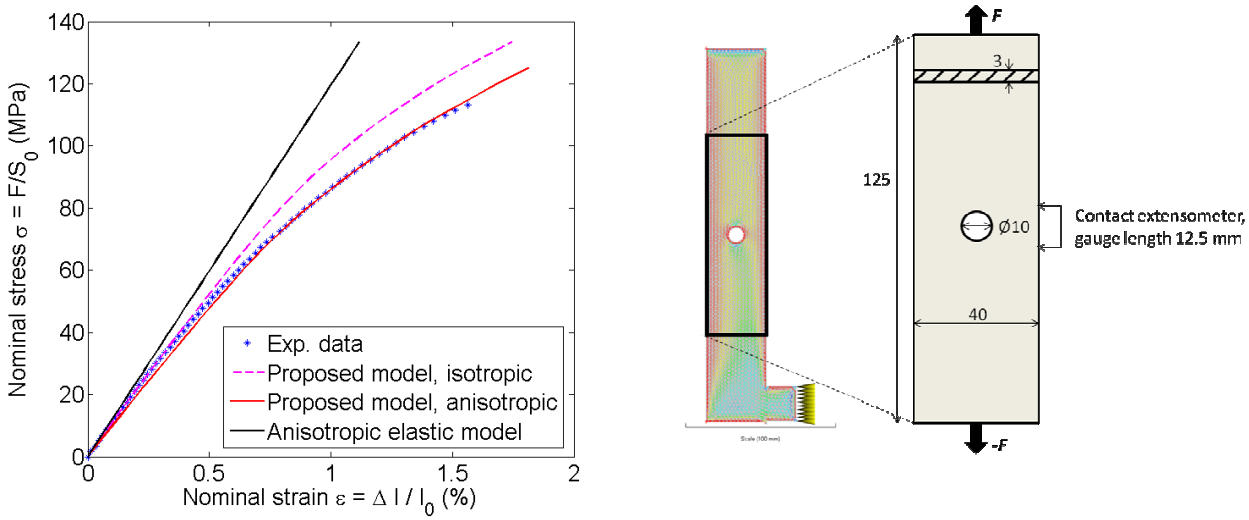

FIG. 2 – A gauche, comparaison entre la déformation moyenne mesurée par extensomètre à couteaux sur une éprouvette de fatigue entaillée soumise à un chargement monotone piloté en effort ($\dot{F}$ = 100 N/s) et les prédictions réalisées à l'aide du modèle proposé – avec ou sans prise en compte de l'influence de la microstructure sur $\mathbb{C}^e$ et $\mathbb{P}$ – ou d'un modèle élastique linéaire anisotrope avec influence de la microstructure sur $\mathbb{C}^e$. A droite, résultat d'une simulation d'injection (avec MoldFlow®) sur l'éprouvette entaillée (K_t = 2.5), and schéma du dispositif expérimental. La force F est appliquée à l'aide de mors hydrauliques.

Les mêmes observations peuvent être faites à partir de l'analyse des champs de déformation (dans la direction de chargement, voir la figure 3). Notons malgré tout que si le modèle propose permet une meilleure corrélation avec le champ expérimentalement mesuré que des modèles élastique ou non-linéaire sans prise en compte de la microstructure, les résultats ne sont pas complètement concluants. En effet, les zones de déformations maximales ne sont pas prédites aux bons endroits, même si la structure en « papillon » du champ est bien retranscrite, avec des niveaux de déformations semblables à ceux mesurés. Mais avant de remettre en cause le modèle proposé, il convient de s'assurer par des mesures microstructurales (par micro-tomographie aux rayons X par exemple) que l'erreur ne provient pas d'une mauvaise prédiction de la DOF lors du calcul d'injection.

Enfin, puisque le modèle est développé dans le but de dimensionner les structures à la fatigue, il sera nécessaire de valider sur des chargements cycliques la prédiction des champs de déformation.

3.2 Calcul d'une structure industrielle : le répartiteur d'admission

L'objectif de notre démarche est de pouvoir calculer des structures industrielles telles que le répartiteur d'admission. Une campagne expérimentale avec un répartiteur instrumenté de jauges de déformation a été réalisée, des histoires de chargement complexes (avec pression interne sous enceinte thermique) ont été appliquées, de façon à valider le comportement non-linéaire sur structure. La figure 4 représente le résultat de la simulation par éléments finis correspondant à ce chargement. Le calcul a été réalisé sous Abaqus® avec la loi de comportement non-linéaire proposée, mais sans prise en compte de la microstructure. Le calcul d'injection n'a en effet pas encore été réalisé à l'heure actuelle, ce qui explique pourquoi les résultats de corrélation calcul-essai avec un modèle le plus réaliste possible ne sont pas présentés. En revanche, nous montrons que notre approche rend possible le calcul

numérique de structures mécaniques complexes, avec des histoires de chargement cycliques et des comportements fortement non-linéaires.

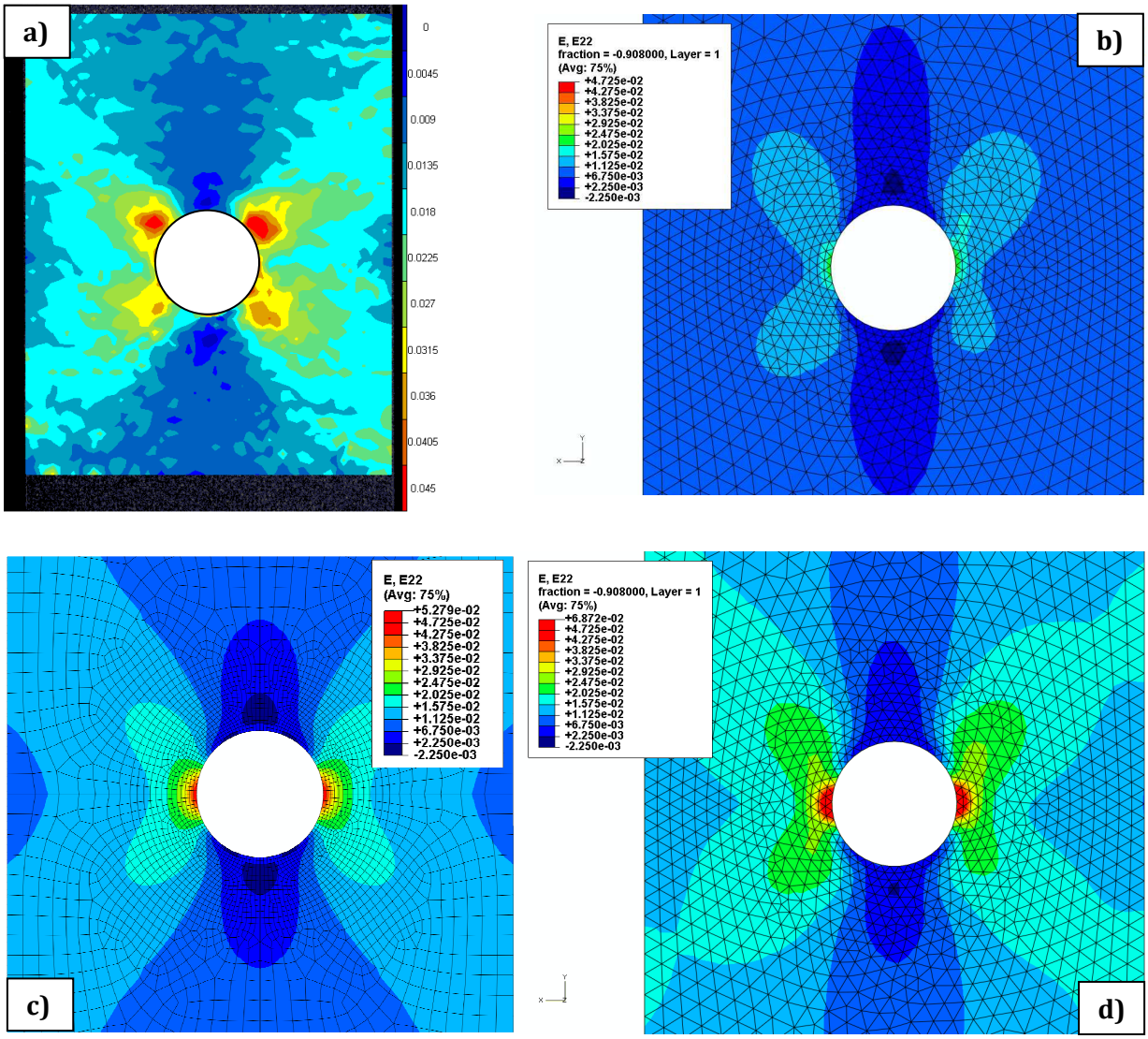

FIG. 3 – Comparaison entre les champs de déplacement ε_{22} mesuré par corrélation d'images (a) et issu d'un calcul par éléments finis avec un comportement élastique linéaire anisotrope (b), avec le modèle propose non-linéaire avec (d) ou sans (c) prise en compte de la DOF sur $\mathbb{C}^e$ et $\mathbb{P}$. La contrainte nominale est de 106 MPa dans la direction $\underline{e}_2$ et les échelles de couleur sont identiques sur les 4 images.

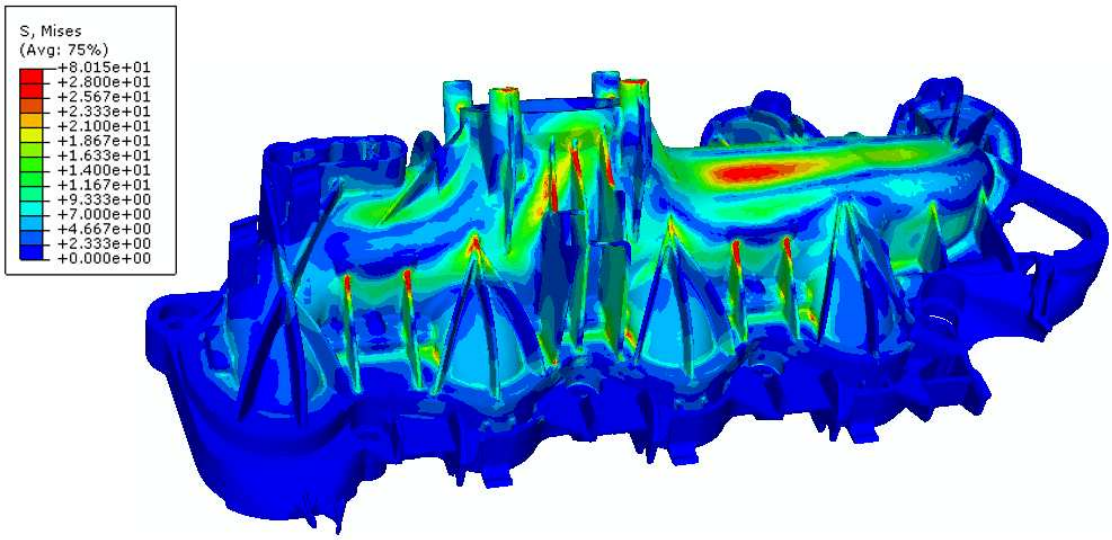

FIG. 4 – Calcul par éléments finis sur un répartiteur d'air à l'admission (modèle non-linéaire sans prise en compte de la microstructure), chargement de fluage sous pression interne, à 110°C.

4 Conclusions

Le modèle de comportement phénoménologique proposé permet de décrire avec précision les mécanismes non-linéaires intervenant lors du chargement cyclique de structures thermoplastiques renforcées en fibres de verre courtes, sous diverses conditions hygrothermiques. Au contraire des méthodes de changement d'échelles qui rende compte de façon intrinsèque de l'influence de la microstructure sur le comportement mécanique effectif (anisotrope en général), il importe dans notre cas de proposer des relations – comme les équations (6) et (7) – permettant de modéliser l'influence de la distribution d'orientation des fibres sur les propriétés mécaniques, élastiques et viscoplastiques.

Néanmoins, en l'état actuel des travaux, plusieurs pistes de réflexions peuvent être suivies pour tenter d'apporter des améliorations au modèle. Le choix d'une équation de fermeture a une forte influence sur les propriétés mécaniques macroscopiques, et doit donc faire l'objet d'une étude [7]. En ce qui concerne la loi d'évolution viscoplastique, une contrainte équivalent anisotrope a été proposée, mais l'on peut s'interroger sur la pertinence de conserver des paramètres d'écrouissage scalaires C et γ, ou bien de les remplacer par des grandeurs tensorielles (anisotropes) [5]. Enfin, des observations au microtomographe sont nécessaires pour évaluer la précision des simulations d'injection et donc la prédiction des tenseurs d'orientation intervenant dans le calcul mécanique.

Cette étude doit être complétée par une campagne expérimentale portant spécifiquement sur l'influence de la microstructure sur les propriétés mécanique. Pour cela, des éprouvettes prélevées à différentes orientations seront soumises à des chargements complexes, de façon à valider ou à compléter les hypothèses que nous avons formulées quant à la prise en compte des tenseurs d'orientation dans le modèle de comportement proposé.

Remerciements

Ce travail a été finance par PSA Peugeot-Citroën ainsi eu par l'ANRT (Agence Nationale de la Recherche et de la Technologie). Les auteurs remercient DuPont de Nemours pour leur avoir fourni les éprouvettes ainsi que certaines données expérimentales, ainsi que Mann+Hummel pour les données concernant le répartiteur d'admission.

Références bibliographiques

[1] Advani SG, Tucker III CL, *The use of tensors to describe and predict fiber orientation in short fiber composites*, Journal of Rheology, **31**:751–84, 1987

[2] Andriyana A, Billon N, Silva L, *Mechanical response of a short fiber reinforced thermoplastic: Experimental investigation and continuum mechanical modeling*, European Journal of Mechanics-A/Solids, 2010

[3] Benveniste Y, *A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials*, Mechanics of Materials, 1987

[4] Cintra J, Tucker III CL, *Orthotropic closure approximations for flow-induced fiber orientation*, Journal of Rheology, 1995

[5] Delobelle P, Robinet P, Geyer P, Bouffioux P, *A model to describe the anisotropic viscoplastic behaviour of Zircaloy-4 tubes*, Journal of Nuclear Materials, **238**:135-62, 1996

[6] Doghri I., Friebel C, *Effective elasto-plastic properties of inclusion-reinforced composites. Study of shape, orientation and cyclic response*. Mechanics of Materials, **37**:45–68, 2005

[7] Dray D, Gilormini P, Régnier G, *Comparison of several closure approximations for evaluating the thermoelastic properties of an injection molded short fiber composite*, Composite Science and Technology,

67:1601–10, 2007
[8] Hill R, A *theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals*, Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences, **193**:281–297, 1948
[9] Launay A, Marco Y, Maitournam MH, Raoult I., Szmytka F, *Cyclic behavior of short glass fiber reinforced polyamide for fatigue life prediction of automotive component*. Procedia Engineering, **2**:901–910, 2010
[10] Launay A, Maitournam MH, Marco Y, Raoult I, Szmytka F, *Cyclic behaviour of short glass fiber reinforced polyamide: experimental study and constitutive equations*. International Journal of Plasticity, 2011 (DOI: 10.1016/j/ijplas.2011.02.005)
[11] Mlekusch B, *Thermoelastic properties of short-fibre-reinforced thermoplastics*, Composite Science and Technology, 1999
[12] Pierard O, Doghri I, *An enhanced affine formulation and the corresponding numerical algorithms for the mean-field homogenization of elasto-viscoplastic composites*, International Journal of Plasticity, **22**:131–157, 2006
[13] Tandon GP, Weng GJ, *The effect of aspect ratio of inclusions on the elastic properties of unidirectionally aligned composites*, Polymer composites, **4**:327–33, 1984
[14] Tucker III CL, Liang E, *Stiffness predictions for unidirectional short-fiber composites: Review and evaluation*, Composites Science and Technology, **5**:655-71, 1999
[15] Zairi F, Naït-Abdelaziz M, Gloaguen J, Bouaziz A, Lefebvre, *Micromechanical modelling and simulation of chopped random fiber reinforced polymer composites with progressive debonding damage*, International Journal of Solids and Structures, 2008

DuPont™, and all products denoted with ® or ™ are registred trademarks or trademarks of E. I. du Pont de Nemours and Company or its affiliates.