



**HAL**  
open science

## Etude comparative du comportement au fluage de composites thermoplastiques à renfort tissé

William Albouy, Benoît Vieille, Jérémie Aucher, Lakhdar Taleb

► **To cite this version:**

William Albouy, Benoît Vieille, Jérémie Aucher, Lakhdar Taleb. Etude comparative du comportement au fluage de composites thermoplastiques à renfort tissé. 17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17), Jun 2011, Poitiers-Futuroscope, France. pp.141. hal-00598116

**HAL Id: hal-00598116**

**<https://hal.science/hal-00598116>**

Submitted on 4 Jun 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.

# Etude comparative du comportement au fluage de composites thermoplastiques à renfort tissé

## *Comparative study of the creep behavior of woven-ply reinforced thermoplastic composites*

William Albouy<sup>1</sup>, Benoit Vieille<sup>1</sup>, Jérémie Aucher<sup>2</sup> et Lakhdar Taleb<sup>1</sup>

1 : Groupe de Physique des Matériaux, UMR 6634 CNRS, INSA de Rouen 76801 Saint Etienne du Rouvray – France  
e-mail : [william.albouy@insa-rouen.fr](mailto:william.albouy@insa-rouen.fr), [benoit.vieille@insa-rouen.fr](mailto:benoit.vieille@insa-rouen.fr), [lakhdar.taleb@insa-rouen.fr](mailto:lakhdar.taleb@insa-rouen.fr)  
2 : CRISMAT UMR 6508 CNRS, ENSICAEN 6 Boulevard Maréchal Juin 14050 Caen Cedex 4 – France  
e-mail : [jeremie.aucher@ensicaen.fr](mailto:jeremie.aucher@ensicaen.fr)

### Résumé

Cette étude vise à comparer expérimentalement le comportement en fluage-recouvrement d'un polymère thermoplastique (PPS), dans deux configurations : pur ou renforcé par un tissu de fibres de carbone. La spécificité de l'approche consiste à évaluer la contribution de la matrice PPS à la réponse en fluage-recouvrement de stratifiés C/PPS pour une température d'essai supérieure à la température de transition vitreuse  $T_g$  du C/PPS, lorsque viscoélasticité et viscoplasticité de la matrice sont très marquées. Dans la littérature, la plupart des modèles rendant compte de ces comportements perdent significativement en précision au voisinage de la  $T_g$ . Pour simuler le comportement dépendant du temps des composites à matrice TP à haute température, un modèle de comportement viscoélastique spectral linéaire et un modèle viscoplastique de type Norton généralisé ont été utilisés.

### Abstract

This study is aimed at comparing from the experimental standpoint the creep-recovery behavior of thermoplastic polymer (PPS), in two configurations : plain or reinforced by carbon fiber fabrics. The specificity of this approach consists in evaluating the contribution of the PPS matrix to the creep-recovery response of C/PPS laminates at test temperatures higher than the glass transition temperature  $T_g$  of C/PPS, where matrix viscoelasticity and viscoplasticity are prominent. In the literature, most of the models accounting for these behaviors significantly loose accuracy in the vicinity of  $T_g$ . In order to simulate the time-dependent behavior of TP-based composites at high temperature, a linear spectral viscoelastic model and a generalized Norton-type viscoplastic model have been used.

**Mots Clés :** stratifiés tissés, thermoplastique, fluage-recouvrement, viscoélasticité, viscoplasticité  
**Keywords :** woven-ply laminates, thermoplastic, creep-recovery, viscoelasticity, viscoplasticity

## 1. Introduction

Le développement des Composites à Matrice Organique Thermoplastique (TP) repose sur une meilleure connaissance de leur comportement à long terme (fatigue ou fluage). Quand la température d'utilisation en service approche ou dépasse la température de transition vitreuse  $T_g$  de la matrice, les propriétés mécaniques de la matrice polymère se dégradent, et leur comportement mécanique devient dépendant du temps. Ainsi, sous l'action combinée d'un chargement dépendant du temps et d'une température élevée, la réponse d'un CMO renforcé par des fibres est conditionnée par le comportement de la matrice dont la contribution dépend principalement de la stratification et du niveau de température, relativement à la  $T_g$  du matériau. En fonction des conditions d'essais, on peut ainsi mettre en évidence un comportement viscoélastique (les déformations résultantes d'un chargement dépendant du temps sont entièrement récupérées après décharge complète) et viscoplastique (les déformations induites par un chargement dépendant du temps sont irréversibles) des CMOs. Dans le cas du fluage, la réponse d'un polymère dépend fortement de sa nature (thermodurcissable TD ou TP)[1], de son taux de cristallinité [2-3], et de la température [4]. En effet, pour les matériaux polymères, le fluage induit un glissement ou écoulement des molécules les unes par rapport aux autres. Ainsi, le taux de déformation de fluage est faible en dessous de la

température de transition vitreuse, et augmente rapidement au-delà en raison d'une mobilité moléculaire croissante. Dans le cas des TD, le fluage est essentiellement conditionné par la présence et la densité des pontages entre macromolécules. Ces chaînes fortement réticulées sont reliées par des liaisons covalentes fortes qui bloquent les mouvements de glissement des molécules. Cette structure moléculaire se traduit alors par une relative insensibilité au fluage. En l'absence de pontages (cas des TP), les chaînes sont indépendantes et reliées par des liaisons faibles. Le mouvement de glissement des molécules est alors possible, et accélère pour des températures avoisinant la  $T_g$  du polymère, rendant les TP amorphes relativement sensibles au fluage. Dans les TP semi-cristallins, les sphérolites limitent le glissement des molécules, expliquant la dépendance au taux de cristallinité du comportement au fluage de ce type de polymère. A propos du comportement au fluage des composites à matrice TP, la plupart des études concerne des stratifiés à plis UD. La réponse au fluage des CMOs est caractérisée par un comportement viscoélastique et viscoplastique plus ou moins marqué [4-5], dont l'importance dépend de certains facteurs : stratification [4][6-8], architecture du renfort (UD ou tissé) [9], type de sollicitation [6-11] et niveau de température d'essai [4-11]. Les sollicitations hors axe tendent à rendre prédominant le rôle de la matrice, laquelle présente une nature viscoplastique d'autant plus marquée que la température augmente [12], expliquant ainsi l'augmentation de la déformation de fluage pour des sollicitations hors-axes. Katouzian et al. [4] ont comparé le comportement au fluage en traction, d'une part pour des résines pures TD (Epoxy) et TP (PEEK), et d'autre part pour des stratifiés C/Epoxy à 140°C et C/PEEK à 120°C avec différents drapages  $[\pm 45]_{4s}$  et  $[90]_{4s}$ . La réponse instantanée est linéaire et indépendante de la température pour les résines pures et les composites associés. En revanche, la réponse transitoire en fluage des composites à matrice TP est non-linéaire [7]. Elle dépend significativement de la température au-delà de la  $T_g$  du matériau et présente une sensibilité certaine à la direction de chargement [8]. En outre, une sollicitation induisant une contrainte inter-laminaire accroît la sensibilité à la température par rapport à une contrainte normale. Ainsi, des essais de flexion à rupture s'avèrent particulièrement adaptés pour étudier le comportement en fluage des stratifiés C/TP (PEEK et PPS) à haute température [10-11]. La rupture des stratifiés C/PPS s'opère principalement au milieu de l'éprouvette, et révèle des signes de micro-flambement avant rupture. De plus, le temps à rupture diminue avec une température croissante en raison de l'accroissement du caractère viscoplastique du C/PPS au-delà de sa  $T_g$ .

L'objectif de cette étude est double. Il s'agit premièrement d'examiner expérimentalement la contribution spécifique de la matrice PPS à la réponse en fluage-recouvrement de stratifiés C/PPS pour une température d'essai supérieure à la  $T_g$  du C/PPS, lorsque viscoélasticité et viscoplasticité de la matrice sont très marquées. Puis, un modèle viscoélastique spectral linéaire et un modèle viscoplastique de type Norton généralisé seront exploités pour rendre compte de la réponse au fluage des composites C/PPS à une température supérieure à la  $T_g$  du matériau.

## **2. Etude expérimentale**

### **2.1 Matériaux étudiés**

Les matériaux étudiés sont d'une part une résine pure de PPS grade 0214 (société Ticona), et d'autre part des composites stratifiés à matrice PPS renforcée par des fibres de carbone. Le renfort est tissé selon un motif satin de 5 équilibré (50% de fibres dans les directions chaîne et trame) et la fraction volumique de fibres est de 50%. Les tissus pré-imprégnés sont consolidés sous la forme de stratifiés  $[45]_7$ , obtenues par thermo-compression.

### **2.2 Protocole expérimental**

Les essais de fluage sont réalisés sur une machine d'essais servo-hydraulique MTS 810 possédant une cellule de charge de capacité 100kN, et équipée d'une enceinte thermique. La température d'essai choisie correspond à la température d'utilisation en service (120°C) pour des applications du

C/PPS dans des structures secondaires de nacelles de moteur d’avion. La température imposée lors de l’essai de fluage est supérieure aux températures de transition vitreuse (Tab. 1) du PPS et du C/PPS, déterminées par des essais de DSC (Fig. 1). En raison de son importance sur la tenue au fluage [8], cet essai a également permis de calculer le taux de cristallinité de la résine PPS pure et du C/PPS. Les échantillons, carottés dans l’épaisseur des éprouvettes, subissent deux montées en température (10°C/mn entre 30°C et 300°C) avec un maintien à 30°C pendant 2mn.

	Temp. transition vitreuse $T_g$ (°C)	Taux cristallinité (%)
Résine PPS pure	95,80± 2,20	22,59± 2,80
C/PPS	95,39± 2,71	26,71± 2,89

Tab. 1. Propriétés physiques des matériaux étudiés

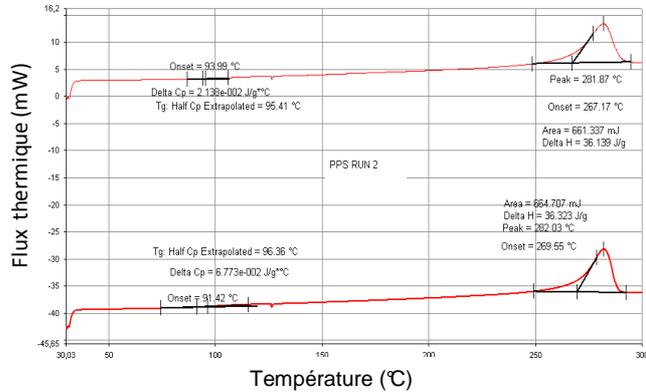


Fig. 1. Essais DSC sur résine PPS pure : évolution du flux thermique (sens endothermique) en fonction de la température

### 2.3 Résultats

A partir des résultats des essais de DSC, le taux de cristallinité  $\chi$  est calculé à partir des valeurs de variations d’enthalpie ( $\Delta H$ ) en utilisant la formule suivante [13] :

$$\chi = \frac{\Delta H}{\Delta H_{100\%} (1 - m_f)} \times 100 \quad (\text{Eq. 1})$$

où  $\Delta H$  est la variation d’enthalpie mesurée,  $\Delta H_{100\%}$  la variation d’enthalpie pour un polymère 100% cristallin (150,4 J/g pour le PPS) et  $m_f$  est la fraction massique des fibres de carbone. Cette fraction est calculée à partir de la formule suivante :

$$m_f = \left[ 1 + \left( \frac{1 - v_f}{v_f} \right) \times \left( \frac{\rho_{\text{polymère}}}{\rho_{\text{fibre}}} \right) \right]^{-1} \quad (\text{Eq. 2})$$

où  $v_f$  représente la fraction volumique de fibres (50% dans notre cas);  $\rho_{\text{polymère}}$  et  $\rho_{\text{fibre}}$  désignent les densités du polymère (1,35 g.cm<sup>-3</sup>) et des fibres de carbone (1,77 g.cm<sup>-3</sup>).

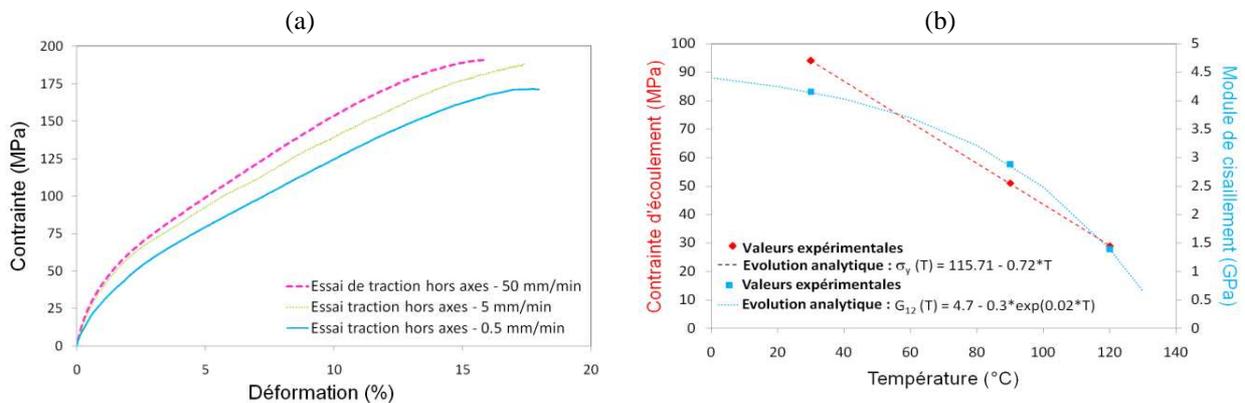


Fig. 2. (a) Essais de traction sur C/PPS [45]<sub>7</sub> à 120°C et pour différentes vitesses de chargement (0,5 – 5 – 50 mm/min) – (b) Evolution de la contrainte d’écoulement et du module de cisaillement plan avec la température

Afin de mettre en évidence la dépendance au temps du comportement des composites C/PPS à 120°C, des essais de traction hors axes sur des stratifiés [45]<sub>7</sub> à différentes vitesses de chargement

(0,5 – 5 – 50 mm/min) ont été réalisés (Fig. 2a). La viscoélasticité et la viscoplasticité sont des phénomènes activés thermiquement. Des essais de traction hors axes, réalisés à différentes températures (TA – 90°C – 120°C), permettent d’observer l’évolution de la contrainte seuil d’écoulement  $\sigma_y$  et du module de cisaillement plan  $G_{12}$  en fonction de la température (Fig. 2b). A partir des résultats de ces essais, des formulations analytiques sont proposées pour  $\sigma_y(T)$  et  $G_{12}(T)$ . L’objectif des essais de fluage-recouvrement étant d’étudier le comportement viscoélastique et viscoplastique non endommagé du matériau composite, il est nécessaire de connaître la contrainte limite à laquelle l’endommagement apparaît. Un essai charge/décharge en traction, réalisé à plusieurs niveaux de contraintes (Fig. 3a), permet d’évaluer l’évolution du module de rigidité longitudinale (Fig. 3b). La détermination du module d’élasticité longitudinal peut dépendre de la méthode de calcul utilisée (ici norme AECMA prEN 6035). L’endommagement apparaît lorsque la rigidité diminue significativement, permettant ainsi de déterminer la contrainte limite : 80 MPa. Huit essais fluage/recouvrement doivent être réalisés pour des sollicitations de 10 à 80 MPa.

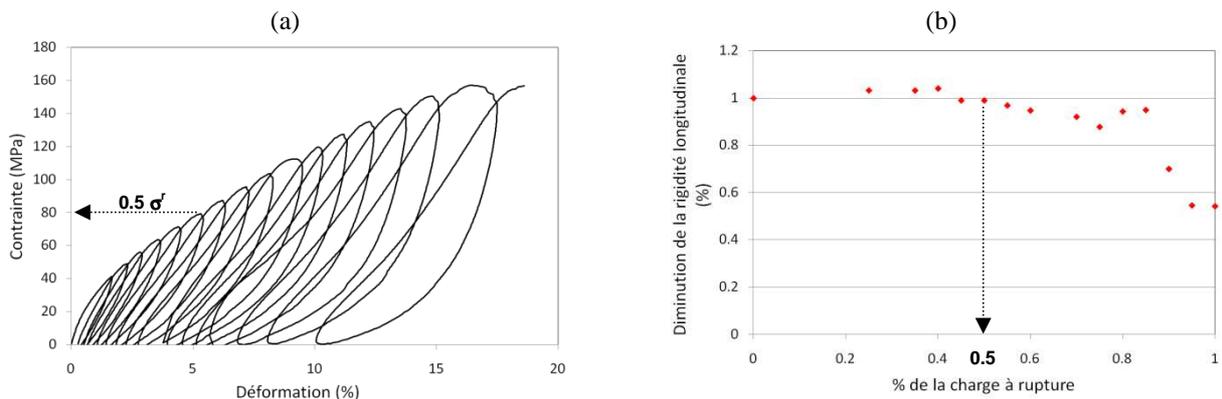


Fig. 3. Evaluation de la contrainte de début d’endommagement par essais de charge-décharge en traction (paliers de 10 MPa) à 120°C sur stratifié C/PPS à séquence [45]<sub>7</sub> : (a) réponse contrainte-déformation – (b) Evolution de la rigidité longitudinale en fonction de différents niveaux de charge partielle par rapport à la charge à rupture

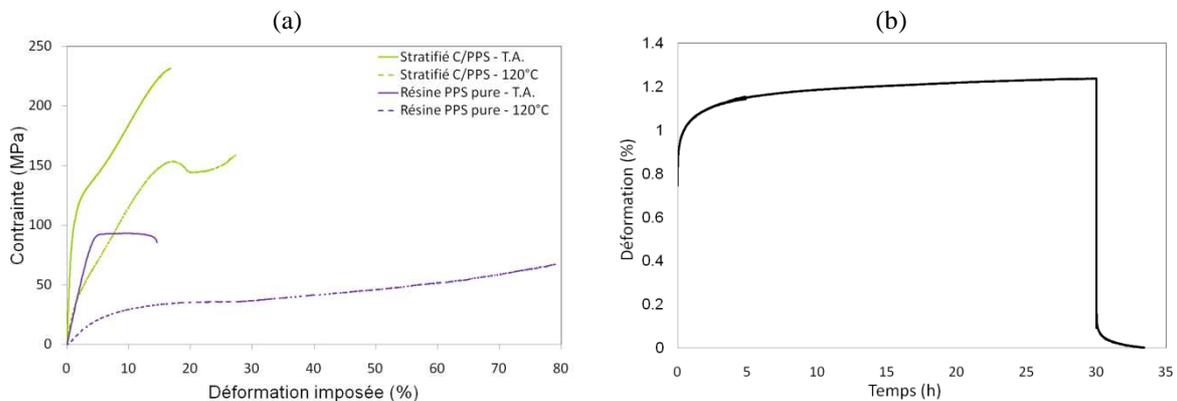


Fig. 4. (a) Influence de la température sur la réponse en traction de la résine PPS pure et de stratifiés C/PPS à séquence [45]<sub>7</sub> – (b) Comportement viscoélastique de stratifiés C/PPS Q-I à 120°C et à 75% de la charge à rupture

Le caractère viscoplastique de la matrice est mis en évidence lors d’essais de traction à différentes températures sur la résine pure (Fig. 4a). Un essai de fluage-recouvrement à 120°C (Fig. 4b) réalisé sur des stratifiés C/PPS quasi-isotrope [0/45/0/45/0/45/0/45/0] met notamment en évidence le rôle du renfort tissé dans la limitation du fluage (viscoélasticité et viscoplasticité). Avec une telle séquence d’empilement, l’essentiel de la charge de traction est supportée par les fibres à 0° (73% selon la théorie classique des stratifiés). A 75% de la charge à rupture en traction, on observe une déformation résiduelle nulle quelques heures seulement après le début de la phase de recouvrement. Pour un drapage où le comportement du stratifié est gouverné par les fibres, cette réponse en fluage du stratifié illustre le caractère purement viscoélastique du C/PPS, bien que, pour une température

d'essai supérieure à sa  $T_g$ , l'essai de fluage-recouvrement réalisé sur la résine PPS pure indique que le phénomène de fluage est exacerbé avec une déformation totale de l'ordre de 10% (Fig. 5a). Le stratifié C/PPS [45]<sub>7</sub> possède un comportement en traction piloté principalement par la réponse de la matrice. Au-delà de la  $T_g$  du PPS, le comportement viscoplastique, très marqué de la matrice [9], va contribuer de manière significative à la réponse en fluage du C/PPS à 120 °C (Fig. 5b). Ainsi, la déformation va quasiment atteindre 9% au palier d'effort maximum (80MPa), avec environ 3% de déformation instantanée (Fig. 5b), et 6% de déformation de fluage. Pour l'ensemble des paliers de chargement la déformation résiduelle représente environ 30 % de la déformation totale. Les essais à faibles chargements sont en cours de réalisation, et devront permettre de tirer de conclusions quant à la linéarité du comportement viscoélastique du C/PPS.

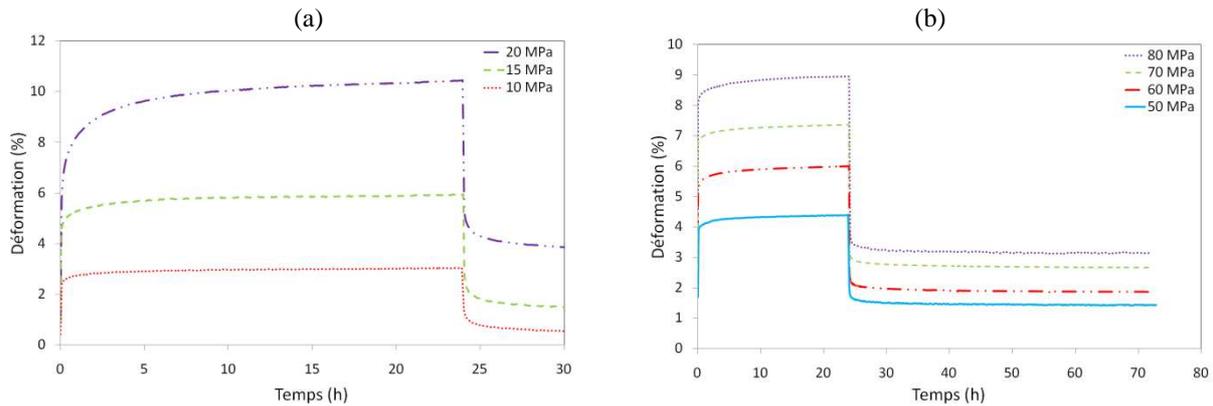


Fig. 5. Essais de fluage-recouvrement à 120°C : (a) Résine PPS pure – (b) Stratifiés C/PPS à séquence [45]<sub>7</sub>

### 3. Modélisation du comportement viscoélastique/viscoplastique des CMOs TP à haute température

Quels modèles peuvent être utilisés pour rendre compte des comportements dépendants du temps (viscoélasticité/viscoplasticité) des composites à matrice TP lorsque  $T > T_g$  ? De nombreux travaux ont traité la dépendance au temps du comportement des CMOs. Parmi ces études, la formulation développée par Schapery [14] repose sur un cadre thermodynamique rigoureux. Ainsi, elle a été largement exploitée pour rendre compte du comportement viscoélastique linéaire ou non-linéaire des matériaux composites. En revanche, la plupart des études basées sur ce modèle se limite à des composites UD sollicités hors-axes. Son utilisation pour des stratifications quelconques soumises à des chargements multiaxiaux est plus complexe. Outre leur facilité de mise en œuvre, les principes de superposition temps-température-contrainte présentent l'avantage de limiter la durée des essais expérimentaux de type fluage [5-7]. La courbe maîtresse qui en découle peut être associée à la formulation empirique de Findley pour prédire la durée de vie [15]. Cependant, ce type d'approche se limite aux chargements uniaxiaux. Une approche originale, basée sur un modèle micro-macro et sur des transformations dans le domaine de Laplace, a été développée par Harris et al. [16]. Cette méthode permet de limiter les essais de fluage (à court et long termes) spécifiques à plusieurs facteurs (stratification, température, niveau de chargement), en s'appuyant sur les réponses expérimentales en fluage de la matrice seule. Toutefois, cette approche se limite aux matériaux présentant un comportement viscoélastique linéaire. Pour rendre compte du comportement viscoplastique, fortement marqué à haute température, des CMOs TP, plusieurs auteurs ont étendu le modèle phénoménologique de plasticité à un paramètre développé par Sun et Chen [17]. Ce dernier permet de traduire la part d'anisotropie dans l'écoulement viscoplastique au moyen d'un paramètre unique. En adoptant cette approche, différents modèles macroscopiques ont été proposés pour représenter le comportement non-linéaire de matériaux composites stratifiés UD sollicités hors axes des fibres [18-21], au comportement plus ou moins ductile selon la température et la nature de la matrice. Pour modéliser la dépendance temps/température du comportement de composites à

matrice TP (C/PEEK UD) au-delà de la  $T_g$ , certaines formulations s'appuient sur des écrouissages isotrope et cinématique non-linéaires, permettant de rendre compte du comportement cyclique [8]. Pour simuler le caractère visqueux des stratifiés C/PPS à haute température, on suppose que le tenseur des déformations totales peut être décomposé classiquement en plusieurs parties :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^e + \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} \quad (\text{Eq. 3})$$

Cette décomposition suppose ainsi intrinsèquement que le comportement anélastique à haute température est dépendant du temps, alors qu'en réalité, la viscosité de certains mécanismes peut être négligée (cas de la plasticité classique,  $\underline{\underline{\varepsilon}}^{vp}$  n'apparaît pas).

### 3.1 Modélisation du comportement viscoélastique

Afin de rendre compte du comportement viscoélastique des CMOs, un modèle viscoélastique spectral linéaire a été proposé [22], puis validé sur des composites à matrice TD renforcée par des fibres longues [23]. Cette approche, reposant sur un nombre limité de paramètres, doit permettre de simuler aussi bien la réponse au fluage qu'à la relaxation des stratifiés C/TP lorsque  $T > T_g$ . Contrairement à l'approche de Schapery, cette modélisation, formulée en déformation, est plus adaptée pour représenter la réponse des stratifiés soumis à des sollicitations multiaxiales. Le principe de cette formulation repose sur une décomposition du taux de déformation viscoélastique  $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ve}$  en mécanismes élémentaires visqueux  $\underline{\underline{\xi}}_i$  associés à un spectre de relaxation :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ve} = \sum_{i=1}^n \underline{\underline{\xi}}_i \quad (\text{Eq. 4})$$

Où  $n$  représente le nombre de temps de relaxation. Chaque mécanisme devant vérifier une loi d'évolution différentielle dérivée d'un potentiel thermodynamique [24] :

$$\underline{\underline{\dot{\xi}}}_i = \frac{1}{\tau_i} \left( \mu_i \underline{\underline{S}}^{ve} \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{\xi}}_i \right) \quad (\text{Eq. 5})$$

Où  $\underline{\underline{S}}^{ve}$  est le tenseur des souplesses viscoélastiques (ou relaxées) associé au tenseur d'anisotropie visqueuse  $\underline{\underline{A}}^{ve}$  selon l'hypothèse d'isotropie transverse du matériau et d'un comportement purement élastique dans la direction des fibres (i.e. les directions 1&2 pour un renfort tissé) par la relation  $\underline{\underline{S}}^{ve} = \underline{\underline{A}}^{ve-1}$  :

$$\underline{\underline{S}}^{ve} = \begin{vmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \beta_{22}/E_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \beta_{12}/G_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \beta_{12}/G_{12} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \beta_{66}/G_{23} \end{vmatrix}$$

Où ( $\beta_{12}$ ,  $\beta_{22}$ ,  $\beta_{66} = 2\beta_{22}G_{23}/E_{22}$ ) sont des paramètres caractérisant la viscosité du matériau, et ( $G_{12}$ ,  $G_{23}$ ) sont des modules de cisaillement.

$\tau_i = 10^{n(i)}$  est le temps de relaxation représentant le temps caractéristique de chaque mécanisme,  $\underline{\underline{\sigma}}$  est le tenseur des contraintes de Cauchy, et les  $\mu_i$  sont les paramètres de pondération sur les effets de chaque mécanisme élémentaire. La formulation viscoélastique linéaire correspond à une distribution statistique spectrale triangulaire des poids respectifs  $\mu_i$ , qui présente l'avantage de simplifier la modélisation. Cette distribution est déterminée par la connaissance de son écart type  $n_0$  et de sa moyenne  $n_c$ . D'un point de vue physique,  $n_0$  permet de donner plus d'importance aux mécanismes visqueux tardifs, tandis que l'augmentation de  $n_c$  correspond à l'uniformisation des poids des différents mécanismes [25]. Dans le cas de plaques minces, l'hypothèse de contrainte normale nulle se traduit par  $\beta_{22} = 0$ . Ainsi, seulement trois paramètres matériaux doivent être identifiés :  $n_0$ ,  $n_c$  et  $\beta_{12}$ . A partir de la loi d'évolution des mécanismes élémentaires visqueux (Eq. 5), il est possible, dans le cas du fluage, d'obtenir une équation différentielle en  $\underline{\underline{\xi}}_i$  :

$$\underline{\underline{\dot{\xi}}}_i + \frac{1}{\tau_i} \underline{\underline{\xi}}_i = \frac{\mu_i}{\tau_i} \left( \underline{\underline{S}}^{ve} \underline{\underline{\sigma}} \right) \quad (\text{Eq. 6})$$

Qui peut être résolue de manière exacte :

$$\underline{\xi}_i(t) = \mu_i \left( \underline{\underline{S}}^{ve} \underline{\underline{\sigma}} \right) + e^{-\frac{t}{\tau_i}} \left[ \underline{\xi}_i(t_0) - \mu_i \left( \underline{\underline{S}}^{ve} \underline{\underline{\sigma}} \right) \right] \quad (\text{Eq. 7})$$

### 3.2 Modélisation du comportement viscoplastique

Dans le cas présent, la formulation adoptée pour la viscoplasticité est de type Norton généralisé, développée dans [24]. Cette formulation suppose que le comportement viscoplastique est mis en jeu lorsque la contrainte appliquée dépasse une contrainte seuil d'écoulement, généralement choisie comme étant identique pour la viscoplasticité et la plasticité dans les CMOs. Les lois d'évolution dérivant du potentiel thermodynamique s'écrivent pour le taux de déformation viscoplastique  $\underline{\dot{\varepsilon}}^{vp}$  et le taux de variable d'écrouissage  $\underline{\dot{\alpha}}$  (associée à la force thermodynamique  $\underline{X} = \delta \underline{\alpha}$  dans le cas d'un écrouissage cinématique linéaire, où  $\delta$  est un paramètre matériau) :

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^{vp} = \dot{\lambda}_{vp} \frac{\partial f_{vp}}{\partial \underline{\sigma}} \quad \text{et} \quad \underline{\dot{\alpha}} = \delta \dot{\lambda}_{vp} \frac{\partial f_{vp}}{\partial \underline{X}}$$

Où  $\dot{\lambda}_{vp}$  est un multiplicateur viscoplastique homogène à un taux de déformation viscoplastique. La fonction d'écoulement viscoplastique « dynamique »  $f_{vp}^d$  est définie par :

$$f_{vp}^d(\underline{\sigma}, \underline{X}, \dot{\lambda}_{vp}) = \overline{(\underline{\sigma} - \underline{X})} - \tau_y(T) - \left( \dot{\lambda}_{vp} / K \right)^{1/N} = f_{vp}(\underline{\sigma}, \underline{X}) - \left( \dot{\lambda}_{vp} / K \right)^{1/N} \quad (\text{Eq. 8})$$

Avec :  $\overline{(\underline{\sigma} - \underline{X})} = \sqrt{T} (\underline{\sigma} - \underline{X}) \underline{\underline{M}} (\underline{\sigma} - \underline{X})$

L'utilisation de cette fonction d'écoulement dynamique permet de généraliser l'approche classique de plasticité indépendante du temps.  $\tau_y(T)$  désigne la contrainte seuil,  $N$  est un paramètre représentant la sensibilité du matériau à la vitesse de sollicitation,  $K$  est un paramètre assimilable à un coefficient de pénalisation.  $\underline{\underline{M}}$  un tenseur du 4<sup>ème</sup> ordre décrivant l'anisotropie de l'écoulement viscoplastique de la matrice TP à haute température, et ne s'activant qu'en cisaillement [24] :

$$\underline{\underline{M}} = \begin{vmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{vmatrix}$$

De plus, pour simplifier l'implémentation des lois constitutives, on suppose un état de contraintes planes (hypothèse valide en raison de la faible épaisseur des plaques), et l'absence d'écrouissage cinématique ( $\delta=0$ ) pour simuler la réponse au fluage.

### 3.3 Formulation discrète pour une analyse par Eléments Finis

La formulation discrète des modèles viscoélastique et viscoplastique anisotropes du comportement à haute température de stratifiés TP à plis tissés suggère l'utilisation d'un schéma classique de prédiction-corrrection (algorithme de retour radial) pour déterminer l'état des contraintes dans le matériau. Les lois constitutives du comportement sont discrétisées en utilisant un schéma d'intégration temporelle de type mi-point généralisé, puis implémentées dans le code E.F. Cast3m. Dans le cadre d'une méthode incrémentale associée au schéma itératif de Newton, le problème consiste à actualiser l'état du matériau  $(\underline{n}\underline{\sigma}, \underline{n}\underline{\xi}_i)$  à partir de l'incrément de déformation totale  $\Delta \underline{\varepsilon}$ , sur un intervalle de temps  $[t_n, t_{n+1}]$ , dans le repère d'orthotropie de chaque pli du stratifié :

$$(\underline{n}\underline{\sigma}, \underline{n}\underline{\xi}_i) + \Delta \underline{\varepsilon} \rightarrow (\underline{n+1}\underline{\sigma}, \underline{n+1}\underline{\xi}_i) \quad (\text{Eq. 9})$$

Où  $\underline{n}(\cdot)$  et  $\underline{n+1}(\cdot)$  représentent respectivement les quantités en début  $t_n$  et en fin d'incrément  $t_{n+1}$ .

Les relations entre ces quantités sont obtenues à partir des équations constitutives des modèle établies précédemment (Eq. 4 et Eq. 5). Les équations incrémentales suivantes sont obtenues à partir des expressions des lois incrémentales établies dans un cas plus général et plus complexe [24]. L'intégration temporelle des lois constitutives élastiques-viscoélastiques sur l'intervalle  $[t_n, t_{n+1}]$  donne d'une part :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\sigma}^* &= {}_n\underline{\sigma} + \underline{\underline{A}}\Delta\underline{\varepsilon} - \underline{\underline{A}}\Delta\underline{\varepsilon}^{ve} \\ \Delta\underline{\varepsilon}^{ve} &= \sum_{i=1}^n \Delta\underline{\xi}_i \end{aligned}$$

Où  $\underline{\underline{A}}$  est le tenseur de comportement élastique. D'autre part, dans le cas des comportements de fluage, on peut effectuer une intégration exacte en utilisant la relation (Eq. 7). On peut ainsi écrire sur l'intervalle de temps  $[t_n, t_{n+1}]$  :

$${}_{n+1}\underline{\xi}_i = \mu_i \left( \underline{\underline{S}}^{ve} {}_n\underline{\sigma} \right) + e^{-\frac{\Delta t}{\tau_i}} \left[ {}_n\underline{\xi}_i - \mu_i \left( \underline{\underline{S}}^{ve} {}_n\underline{\sigma} \right) \right] \text{ avec } \Delta t = t_{n+1} - t_n$$

Cette expression permet de calculer  $\Delta\underline{\varepsilon}^{ve}$  et  ${}_{n+1}\underline{\sigma}^*$  sous la forme :

$$\begin{aligned} \Delta\underline{\varepsilon}^{ve} &= \sum_{i=1}^n \left( 1 - e^{-\frac{\Delta t}{\tau_i}} \right) \left[ \mu_i \left( \underline{\underline{S}}^{ve} {}_n\underline{\sigma} \right) - {}_n\underline{\xi}_i \right] \\ {}_{n+1}\underline{\sigma}^* &= {}_n\underline{\sigma} + \underline{\underline{A}}\Delta\underline{\varepsilon} - \underline{\underline{A}} \sum_{i=1}^n \left( 1 - e^{-\frac{\Delta t}{\tau_i}} \right) \left[ \mu_i \left( \underline{\underline{S}}^{ve} {}_n\underline{\sigma} \right) - {}_n\underline{\xi}_i \right] \end{aligned}$$

Selon le schéma de prédiction-correction, si l'état de contrainte trial calculé  ${}_{n+1}\underline{\sigma}^*$  satisfait l'inégalité  $f_{vp}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*) < 0$  alors le comportement du matériau peut être considéré comme viscoélastique et l'état du matériau en fin d'incrément est défini par  ${}_{n+1}\underline{\sigma} = {}_{n+1}\underline{\sigma}^*$  et  ${}_{n+1}\underline{\xi}_i$ .

Lorsque  $f_{vp}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*) > 0$ , le critère viscoplastique est violé. Il est alors nécessaire de corriger l'état de contrainte viscoélastique  ${}_{n+1}\underline{\sigma}^*$  en utilisant la forme incrémentale des lois constitutives visco-élasto-viscoplastiques sur  $[t_n, t_{n+1}]$  :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\sigma} &= {}_n\underline{\sigma} + \underline{\underline{A}}\Delta\underline{\varepsilon} - \underline{\underline{A}}\Delta\underline{\varepsilon}^{ve} - \underline{\underline{A}}\Delta\underline{\varepsilon}^{vp} \\ \Delta\underline{\varepsilon}^{vp} &= \Delta t \frac{{}_{n+\zeta}\lambda_{vp} \underline{\underline{M}}({}_{n+\zeta}\underline{\sigma})}{{}_{n+\zeta}\underline{\sigma}} \\ {}_{n+\zeta}(\cdot) &= (1 - \zeta) {}_n(\cdot) + \zeta {}_{n+1}(\cdot), \quad 0 \leq \zeta \leq 1 \end{aligned}$$

L'indice  $\zeta$  permet de définir le schéma d'intégration temporelle ( $\zeta = 1$  : schéma implicite ici). La combinaison des lois incrémentales permet de calculer l'état de contraintes à la fin de l'incrément :

$${}_{n+1}\underline{\sigma} = \underline{\underline{Q}}^\zeta \left\{ \begin{aligned} &\underline{\underline{A}}\Delta\underline{\varepsilon} + \left[ \underline{\underline{I}} - \Delta t \frac{{}_{n+\zeta}\lambda_{vp}}{({}_{n+\zeta}\lambda_{vp})^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T)} (1 - \zeta) \underline{\underline{A}}\underline{\underline{M}} - \sum_{i=1}^n \mu_i \left( 1 - e^{-\frac{\Delta t}{\tau_i}} \right) \underline{\underline{A}}\underline{\underline{S}}^{ve} \right] {}_n\underline{\sigma} + \\ &\underline{\underline{A}} \sum_{i=1}^n \left( 1 - e^{-\frac{\Delta t}{\tau_i}} \right) {}_n\underline{\xi}_i \end{aligned} \right\}$$

$$\text{Où : } \underline{\underline{Q}}^\zeta = \left[ \underline{\underline{I}} + \Delta t \frac{{}_{n+\zeta}\lambda_{vp}}{({}_{n+\zeta}\lambda_{vp})^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T)} \zeta \underline{\underline{A}}\underline{\underline{M}} \right]^{-1}$$

L'état de contrainte à la fin de l'incrément est connu lorsque le multiplicateur de viscoplasticité  ${}_{n+\zeta}\lambda_{vp}$  est connu. Celui-ci est déterminé en forçant l'annulation de la fonction de charge dynamique  $f_{vp}^d({}_{n+\zeta}\underline{\sigma}, {}_{n+\zeta}\lambda_{vp}) = 0$  à la fin de l'incrément :

$${}_{n+\zeta}\lambda_{vp} = K \langle {}_{n+\zeta}\underline{\sigma} - \tau_y(T) \rangle^N$$

Sur chaque incrément, l'équation non-linéaire obtenue peut être résolue par un schéma itératif de Newton qui permet de calculer  $\dot{\lambda}_{vp\ i+1}$  à l'itération  $i + 1$  à partir de sa valeur à l'itération  $i$  :

$$\dot{\lambda}_{vp\ i+1} = \dot{\lambda}_{vp\ i} - f_{vp}^d(\dot{\lambda}_{vp\ i}) \cdot \left( \frac{\partial f_{vp}^d}{\partial \dot{\lambda}_{vp}} \right)_i^{-1}$$

### 3.4 Simulation des essais de fluage/recouvrement

Le modèle numérique introduit précédemment a été implémenté dans le code E.F. Cast3M. Il permet uniquement de simuler le comportement au fluage de stratifiés C/PPS pour  $T > T_g$ . Les propriétés mécaniques du pli élémentaire ont été déterminées dans [26]. Les paramètres du modèle viscoplastique sont identifiés à partir de l'essai de fluage/recouvrement à 50 MPa (Fig. 6a).

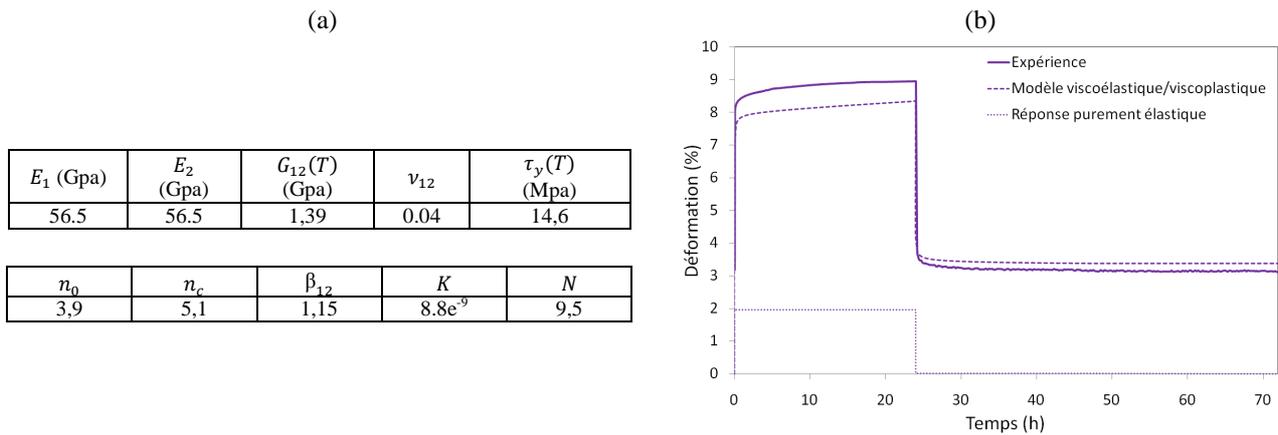


Fig. 6. (a) Propriétés élastiques du pli élémentaire et paramètres identifiés du modèle – (b) Comparaison modèle/expérience/réponse élastique pour un essai de fluage/recouvrement sur C/PPS [45]<sub>7</sub> à 120°C – 80 MPa

La comparaison des réponses issues de la simulation d'un comportement viscoélastique / viscoplastique et d'un comportement purement élastique révèle une dépendance au temps significative du comportement du C/PPS à 120°C. La déformation instantanée est de l'ordre de 6,5%, tandis que la déformation de fluage est environ égale à 1,5% pour un niveau de chargement correspondant à un comportement viscoélastique et viscoplastique non endommagé du C/PPS (Fig. 6b). Par ailleurs, la simulation de la réponse en fluage est légèrement trop conservatrice. En effet, l'identification rigoureuse des paramètres du modèle viscoélastique repose sur des essais de fluage/recouvrement à faible niveau de chargement qui sont en cours de réalisation.

## 4. Conclusion

Dans la perspective d'utiliser le C/PPS pour des applications dans des structures secondaires de nacelles de moteur d'avion, ce travail avait deux objectifs principaux. Il s'agissait tout d'abord d'observer et de comprendre le comportement à long terme de ce type de matériau par le biais d'essais de fluage/recouvrement pour une température d'essai (correspondant à la température maximale d'utilisation en service) supérieure à la  $T_g$  du C/PPS. Pour des sollicitations hors-axes, les résultats obtenus révèlent que la réponse du C/PPS en fluage/recouvrement dépend fortement du temps et de la température. Pour une charge maximale appliquée, correspondant à un comportement non-endommagé du stratifié, le comportement visqueux de la matrice PPS se traduit par des comportements viscoélastique et viscoplastique marqués du PPS renforcé par un tissu carbone. Le second objectif consistait à exploiter des modèles de comportement viscoélastique et viscoplastique afin de vérifier leur aptitude à représenter la réponse au fluage des stratifiés à matrice TP lorsque  $T > T_g$ . Sous sa forme actuelle, cette modélisation permet de rendre compte de manière acceptable de chargements de type fluage/recouvrement. Cependant, des essais à bas niveau de chargement

doivent permettre d'affiner l'identification des paramètres viscoélastiques du modèle. De plus, la formulation du modèle doit être étendue, puis validée pour simuler la réponse de composites C/TP soumis à des sollicitations multi-axiales à haute température.

## Références

- [1] F. ASHBY, DRH. JONES, « Le comportement mécanique des polymères ». *Matériaux*, Tome 2, Chap. 23, pp. 270-286, Dunod, Paris, 1991.
- [2] Y. GUO, R.D. BRADSHAW, « Isothermal physical aging characterization of Polyether-ether-ketone (PEEK) and Polyphenylenesulfide (PPS) films by creep and stress relaxation ». *Mechanics of time-dependant materials*, 11(1), pp. 61-89, 2007.
- [3] F.Y.C. BOEY, T.H. LEE, K.A. KHOR, « Polymer crystallinity and its effect on the non-linear bending creep rate for a polyphenylene sulphide thermoplastic composite ». *Polymer Test.*, 14(5), pp. 425-438, 1995.
- [4] M. KATOUZIAN, O.S. BRULLER, A. HOROSCHENKOFF, « On the effect of temperature on the creep behavior of neat carbon fiber reinforced peek and epoxy resin ». *J. Comp. Mat.*, 29, pp. 372-387, 1995.
- [5] C.C.M. MA, N.H. TAI, S.H. WU, S.H. LIN, J.F. WU, J.M. LIN, « Creep behavior of carbon-fiber-reinforced polyetheretherketone (PEEK) [ $\pm 45$ ]<sub>4s</sub> laminated composites (I) ». *Comp. Part B*, 28, pp. 407-417, 1997.
- [6] S. DENG, X LI, H. LIN, Y.J. WEITSMAN, «The non-linear response of quasi-isotropic composite laminates». *Comp. Sc. and Tech.*, 64, pp. 1577-1585, 2004.
- [7] T. RISSON. Comportement en fluage de composites à renfort carbone et matrices époxyde et PEEK. *Thèse Doctorat Ecole Centrale de Lyon*, n° 98-28, 1998.
- [8] S.K. HA, Q. WANG, F-K. CHANG, « Modeling the viscoplastic behavior of fiber-reinforced thermoplastic matrix composites at elevated temperatures ». *J. Comp. Mat.*, 25(4), p. 334-374, 1991.
- [9] R.M. GUEDES, M.A.VAZ, « Comparison of Creep Behavior of UD and Woven CFRP in Bending ». *Mechanics of Comp. Mat. and Struct.*, 8, pp. 119-134, 2001.
- [10] C.A. MAHIEUX, C. SCHEURER, « Elevated temperature bending stress rupture behavior AS4/APC2 and comparison with AS4/PPS ». *Comp. Part A*, 33(11), pp. 935-938, 2002.
- [11] B.E. RUSSEL, C.A. MAHIEUX, K.F. REIFSNIDER, « Stress rupture of polymer matrix composites in end loaded bending ». *Applied Comp.*, 5, pp. 151-159, 1998.
- [12] S-J. KIM, J.Y. CHO. Role of matrix in viscoplastic behavior of TP composites at elevated temperature. American Institute of Aeronautics and Astronautics, 30(10), p. 2571-2573, Reston, VA, ETATS-UNIS, 1992.
- [13] T.H. LEE, F.Y.C. BOEY, K.A. KHOR, « On the determination of polymer crystallinity for a thermoplastic PPS composite by thermal analysis ». *Comp. Sc. and Tech.*, 53, pp. 259-274, 1995.
- [14] R.A. SCHAPERLY, « On the characterization of nonlinear viscoelastic materials ». *Polymer Eng. and Sc.*, 9(4), p. 295-310, 1969.
- [15] W.N. FINDLEY, J.S.Y. LAI, « A modified superposition principle applied to creep of nonlinear viscoelastic material under abrupt changes in state of combined stress ». *Trans. Society of Rheology*, 11, p. 361-367, 1967.
- [16] J.S. HARRIS, E.J. BARBERO, « Prediction of creep properties of laminated composites from matrix creep data ». *J. Reinf. Plastics and Comp.*, 17(4), pp. 361-379, 1998.
- [17] C.T. SUN, J.L. CHEN, « A simple flow rule for characterizing nonlinear behavior of fiber composites ». *J. Comp. Mat.*, 23, p. 1009-1020, 1989.
- [18] C.A. WEEKS, C.T. SUN, « Modeling non-linear rate-dependent behavior in fiber-reinforced composites ». *Comp. Sc. and Tech.*, Vol. 58, pp. 603-611, 1998.
- [19] M. KAWAI, Y. MASUKO, Y. KAWASE, R. NEGISHI, « Micromechanical analysis of the off-axis rate-dependent inelastic behavior of UD AS4/PEEK at high temperature ». *Int. J. Mech. Sc.*, 43, p. 2069-2090, 2001.
- [20] M. KAWAI, Y. MASUKO, « Macromechanical modeling and analysis of the viscoplastic behavior of unidirectional fiber-reinforced composites ». *J. of Comp. Mat.*, 37(21), p. 1885-1902, 2003.
- [21] S.R. DING Y.Z. HUO, J.W. TONG, M. SHEN, F. AYMERICH, P. PRIOLO, « Viscoplastic analysis of the off-axis rate-dependent inelastic behavior of UD AS4/PEEK ». *J. Reinf. Plastics and Comp.*, 25(5), p. 475-482, 2006.
- [22] A.S. NOWICK, B.S. BERRY, « Anelastic relaxation in crystalline solids ». Academic press, New-York.
- [23] J-F. MAIRE, « Etudes théoriques et expérimentales du comportement des matériaux composites en contraintes planes ». *Thèse Doctorat Univ. Franche-Comté*, 1992.
- [24] M.L. BOUBAKAR, L. VANG, F. TRIVAUDEY, D. PERREUX, « A meso-macro finite element modelling of laminate structures. Part II: time-dependent behavior ». *Comp. Struct.*, 60(3), pp. 275-305, 2003.
- [25] L. MARCIN, « Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures ». *Thèse Doctorat Univ. Bordeaux I*, n° 3994, 2010.
- [26] B. VIEILLE, J. AUCHER, L. TALEB, « Plastic accommodation of overstresses in woven-ply notched thermoplastic laminates at high temperature: numerical modeling and validation by digital image correlation ». Soumis à *Comp. Sc. and Tech.*, mars 2011.