



**HAL**  
open science

**Comportement élasto-plastique orthotrope de stratifiés tissés carbone/PPS à haute température = Orthotropic elasto-plastic behavior of carbon fabrics reinforced PPS laminates at high temperature**

Benoît Vieille, Jérémie Aucher, Lakhdar Taleb

► **To cite this version:**

Benoît Vieille, Jérémie Aucher, Lakhdar Taleb. Comportement élasto-plastique orthotrope de stratifiés tissés carbone/PPS à haute température = Orthotropic elasto-plastic behavior of carbon fabrics reinforced PPS laminates at high temperature. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. 10 p. hal-00388407

**HAL Id: hal-00388407**

**<https://hal.science/hal-00388407>**

Submitted on 11 Jun 2009

**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.

# Comportement élasto-plastique orthotrope de stratifiés tissés carbone/PPS à haute température

## *Orthotropic elasto-plastic behavior of carbon fabrics reinforced PPS laminates at high temperature*

Benoit Vieille, Jérémie Aucher et Lakhdar Taleb

Groupe de Physique des Matériaux, UMR 6634 CNRS, INSA de Rouen  
76801 Saint Etienne du Rouvray – France  
e-mail : Benoit.Vieille@insa-rouen.fr

### Résumé

Une étude expérimentale et numérique du comportement en température de stratifiés à matrice thermoplastique PolyPhenyleSulfide (PPS) renforcée par un tissu de fibres de carbone a été réalisée sur des séquences d'empilement  $[45]_7$  et  $[0/45/0/45/0/45/0]$ . Dans le but d'examiner l'influence de la température sur le comportement mécanique de ce matériau, différents essais mécaniques ont été effectués à deux niveaux de température (température ambiante et température de transition vitreuse  $T_g=120^\circ\text{C}$  du composite à matrice PPS) : traction sur stratifiés lisses et troués, cisaillement interlaminaire. Afin de mieux cerner les mécanismes de redistribution des contraintes s'opérant autour des trous dans ces matériaux composites à haute température, un modèle de plasticité anisotrope à un paramètre a été implémenté dans le code éléments finis Cast3m. La formulation de ce modèle phénoménologique est basée sur la thermodynamique des processus irréversibles avec variables internes et les lois constitutives du modèle dérivent d'un pseudo-potential de dissipation plastique anisotrope. D'une part, les résultats expérimentaux permettent de valider le modèle numérique. D'autre part, ce modèle très simple fournit des informations quant à l'accommodation des contraintes dans les stratifiés troués avec des séquences d'empilement dont la réponse mécanique est dominée par le comportement plus ou moins viscoplastique de la résine PPS.

### Abstract

An experimental and numerical study of the temperature behavior carbon fabrics reinforced PolyPhenyleSulfide (PPS) thermoplastic laminates has been carried out on  $[45]_7$  and  $[0/45/0/45/0/45/0]$  stacking sequences. In the aim at investigating the influence of temperature on the mechanical behavior of this material, different mechanical tests were performed at two temperature levels (room temperature and glass transition temperature  $T_g=120^\circ\text{C}$  of the PPS based composite): tensile and open hole tensile tests, interlaminar shear tests. In order to understand the mechanisms of stress redistribution occurring around the hole in these laminates at high temperature, a one-parameter plasticity model has been implemented into the finite element code Cast3m. The formulation of this phenomenological model is based on the thermodynamics of irreversible processes with internal variables and the model constitutive laws derive from an anisotropic plastic dissipation pseudo-potential. On the one hand, the experimental results allow to validate the numerical modeling. On the other hand, this very simple model provides information about the specific stresses shakedown in notched laminates with stacking sequences whose mechanical response is more or less dominated by the viscoplastic behavior of the PPS resin.

**Mots Clés** : Matrice thermoplastique, haute température, essais mécaniques, modélisation éléments finis  
**Keywords** : Thermoplastic matrix, high temperature, mechanical testing, finite element modeling

## 1. Introduction

Dans les domaines de technologie de pointe, les matériaux composites à base de résines thermodurcissables, époxydes notamment, sont largement utilisés depuis plus de 30 ans. Bien que présentant des propriétés mécaniques intéressantes, ils souffrent également d'inconvénients majeurs tels que la nécessité d'un stockage à basse température, un temps de cuisson long et un drapage manuel générant la plupart des défauts irréversibles. Dans ce contexte, des résines thermoplastiques hautes

performances telles que le PPS (PolyPhenyleSulfide) ou le PEEK (PolyEtherEtherKetone) constituent une alternative prometteuse aux résines therm durcissables. Ces résines présentent ainsi des bonnes propriétés mécaniques, une bonne résistance chimique ainsi qu'une bonne résistance aux dommages et aux chocs sur une large gamme de températures. Peu sensibles à l'absorption d'humidité, ces qualités les prédisposent particulièrement à des applications aéronautiques. Dans l'environnement nacelles (partie accueillant le moteur de l'avion), les structures aéronautiques peuvent être soumises à des températures d'utilisation en service de 120°C nécessitant la mise en œuvre de matériaux composites à matrice organique (polymère) dont les propriétés et le comportement en température sont acceptables. Comparativement aux résines époxydes amorphes, la résine thermoplastique PPS est semi-cristalline et elle est caractérisée par une température de transition vitreuse  $T_g=90^\circ\text{C}$  et une température de fusion  $T_m=280^\circ\text{C}$ . Ces températures sont essentielles car elles conditionnent les applications en température de ces résines (Fig. 1). Pour le C/PPS étudié dans ce travail, une Analyse Thermomécanique Dynamique (ATD) effectuée par le laboratoire CRISMAT a donné une température de transition vitreuse  $T_g=120^\circ\text{C}$  pour ce matériau. Une analyse DSC a également permis de déterminer un taux de cristallinité d'environ 26%. Dans les polymères hautes performances, le taux de cristallinité joue un rôle important à la fois sur les propriétés chimiques et mécaniques : la phase cristalline tend à augmenter la rigidité et la résistance tandis que la phase amorphe contribue à absorber l'énergie d'impact [1].

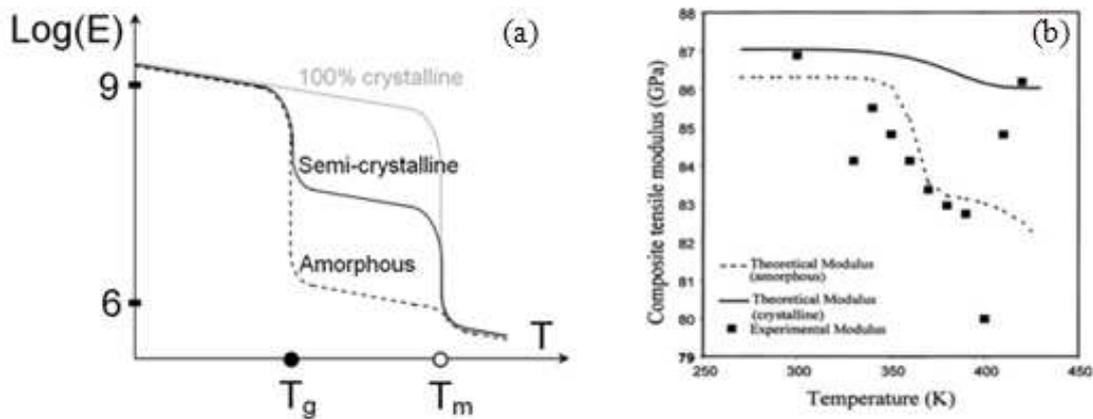


Fig. 1. Influence de la température sur la rigidité :  
(a) Polymère semi-cristallin [2] - (b) Stratifié UD C/PPS [3]

Dans la littérature, peu d'études font état du comportement à haute température de composites C/PPS [3-7] et concernent essentiellement des stratifiés à plis UD. Le comportement en traction d'un renfort tissu de fibres de carbone de type satin de 5 s'avère être indépendant de la température [2]. Au passage de la température de transition vitreuse, le comportement non-linéaire des composites fibreux devient significatif (Fig. 2a) plus particulièrement pour un chargement hors axes des fibres (i.e. essai de cisaillement plan = traction sur stratifié  $[45]_7$ ) où la réponse mécanique est dominée par le comportement plus ou moins viscoplastique de la résine PPS (Fig. 2b). Pour un drapage quasi-isotrope  $[0/45/0/45/0/45/0]$ , la réponse du stratifié est dominée par le comportement élastique-fragile du renfort tissé.

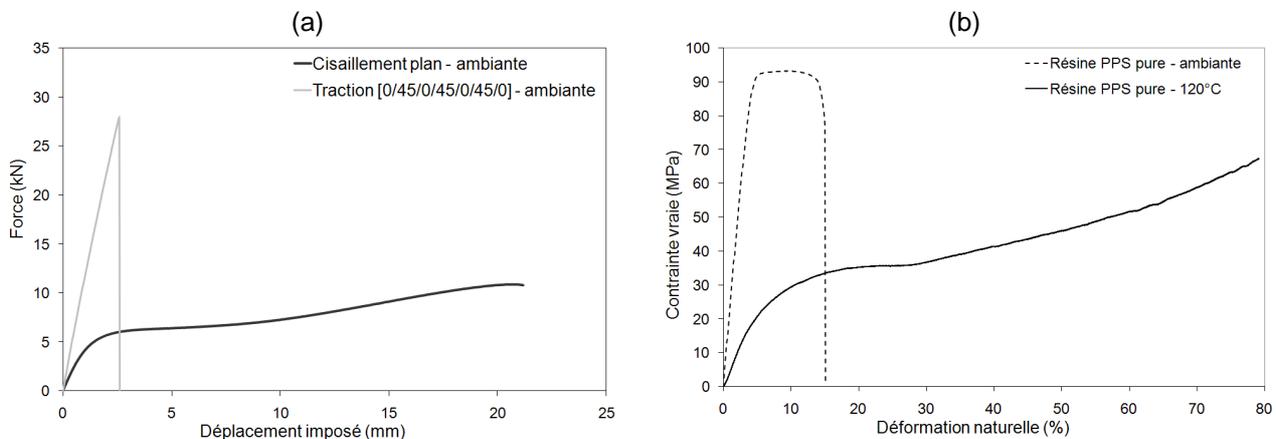


Fig. 2. Essais de traction [2] : (a) Réponses à l'ambiante de stratifiés C/PPS à plis tissés  $[45]_7$  et  $[0/45/0/45/0/45/0]$  - (b) Comportement viscoplastique de la résine PPS pure

## 2. Etude expérimentale

Cette partie vise d'une part à apporter des données expérimentales fiables sur le comportement en température de stratifiés C/PPS à plis tissés et d'autre part à étudier l'influence de la température sur le comportement ductile de la résine et les mécanismes de déformation associés.

### 2.1 Procédure expérimentale

Les matériaux composites étudiés dans ce travail sont des plaques stratifiées de 7 plis associant une résine PPS renforcées et un tissu de fibres de carbone. Le renfort est un pré-imprégné avec un tissage de type satin de 5 et la fraction volumique de fibres est de 50%. Les stratifiés C/PPS testées possèdent deux séquences d'empilement :  $[45]_7$  et  $[0/45/0/45/0/45/0]$ . Le tissu étant équilibré (50% de fibres dans les directions chaîne et trame), on peut considérer que ce dernier drapage est quasi-isotrope. L'épaisseur théorique du stratifié 7 plis est 2.22 mm. Les essais ont été réalisés sur une machine d'essais servo-hydraulique MTS 810 au moyen d'une cellule de charge de capacité 100kN équipée d'une enceinte thermique. Trois types d'essais ont été effectués à deux températures (ambiante : T.A. et 120°C) : traction lisse (sur stratifié non troué) et trouée, cisaillement inter-laminaire.

### 2.2 Résultats et analyse

#### 2.2.1 Essais de traction lisse et trouée

Ces essais visent à étudier les mécanismes de redistribution de contraintes autour du trou ainsi que la sensibilité au trou (représentée par le facteur de trou) qui est une caractéristique mécanique représentative de l'efficacité du matériau en termes d'accommodation des surcontraintes. Ce facteur de trou  $C_t$  est défini par  $C_t = \frac{\sigma_{troué}^u}{\sigma_{lisse}^u}$  où  $\sigma_{troué}^u = F_{troué}^u / w \cdot t$  et  $\sigma_{lisse}^u = F_{lisse}^u / w \cdot t$  sont respectivement les contraintes à rupture des stratifiés troués et lisses.  $t$  et  $w$  représentent l'épaisseur et la largeur du stratifié. A partir de ces définitions, les courbes contrainte-déformation uniaxiale des stratifiés lisses et troués peuvent être comparés pour chaque température (Fig. 3) et pour la séquence d'empilement  $[0/45/0/45/0/45/0]$ .

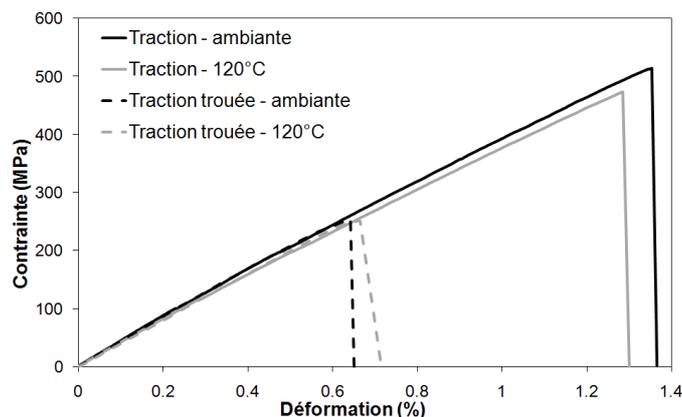


Fig. 3. Courbes contrainte-déformation en traction de stratifiés C/PPS lisses et troués à chaque température

Pour un tel drapage, les fibres orientées à 0° (57% des plis du stratifié) supportent la charge et la réponse du stratifié, dominée par le comportement de ces fibres, est quasi-indépendante de la température. A 120°C, il en résulte un comportement élastique-fragile du stratifié malgré le caractère fortement ductile de la résine PPS à cette température.

$\sigma_{lisse}^u$ (MPa)			$\sigma_{troué}^u$ (MPa)			$E_L$ (GPa)			$C_t$		
T.A.	120°C	E.R. (%)	T.A.	120°C	E.R. (%)	T.A.	120°C	E.R. (%)	T.A.	120°C	E.R. (%)
506	469	-7	255	247	-3	43	41	-4	0.5	0.53	+4

Tab. 1. Essais de traction sur stratifiés C/PPS lisses et troués : Evolution des propriétés mécaniques en fonction de la température

Compte-tenu de l'évolution des propriétés mécaniques de stratifiés quasi-isotropes lisses et troués en C/PPS (Tab. 1), il s'avère que la température influence relativement peu à la fois la résistance et la rigidité longitudinale avec des écarts relatifs (E.R.) allant de -3 à -7%. Ainsi, une température de service de 120°C égale à la température de transition vitreuse du C/PPS n'altère pas significativement le comportement mécanique en traction de ces stratifiés. Cependant, la sensibilité au trou diminue avec la température ce qui

semble indiquer que la température influence les mécanismes de redistribution des contraintes autour du trou avec une plastification localisée [8], mais légèrement plus étendue à 120°C, de la résine PPS.

### 2.2.2 Essai de cisaillement inter-laminaire

L'essai de flexion trois points sur poutre courte (Fig. 4) est un couramment utilisé pour caractériser la résistance à l'endommagement inter-laminaire des composites à renfort fibreux. Ce essai permet de mesurer la résistance apparente au cisaillement inter-laminaire et donne des informations sur la qualité de l'adhésion à l'interface fibre/matrice. La résistance au cisaillement inter-laminaire  $\tau$  est définie par  $\tau = 3F^m/4w.t$  où  $F^m$  est la charge maximale supportée par l'éprouvette au premier pic de rupture. Comme précédemment, la séquence d'empilement du stratifié testé est [0/45/0/45/0/45/0]. La température influence significativement cette résistance puisqu'elle passe de  $\tau=54\text{MPa}$  à  $\tau=40\text{MPa}$  (-26%).

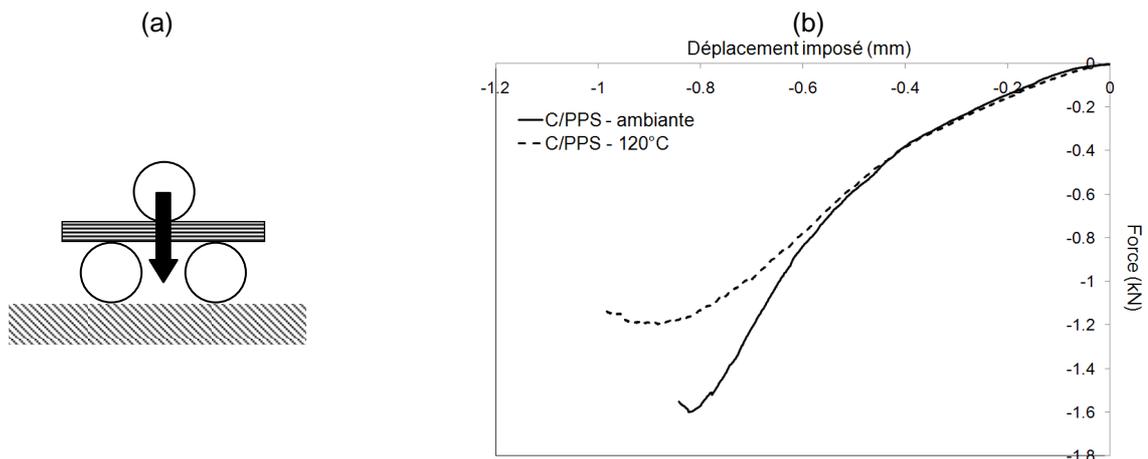


Fig. 4. Essai de cisaillement inter-laminaire : (a) Flexion trois points sur une poutre courte - (b) Réponses du stratifié [0/45/0/45/0/45/0] à l'ambiante et à 120°C

Les courbes charge-déplacement révèlent que la réponse élastique du stratifié est identique aux deux températures. Lors du chargement, la réponse au cisaillement inter-laminaire entre plis est associée à un comportement ductile, notamment à 120°C, de la résine PPS. L'allongement au premier pic de rupture augmente ainsi de 7%. A partir des vues macroscopiques de l'arête, on constate que la déformation plastique résiduelle des éprouvettes à chaque température, et plus particulièrement à 120°C, indique que la résistance au cisaillement inter-laminaire est « apparente » (tel que précisé par la norme) car elle ne correspond pas à un cisaillement pur de l'inter-plis. Toutefois, ces valeurs sont révélatrices de l'influence de la température sur le comportement mécanique de l'interface. L'observation au MEB de l'arête dans la zone endommagée montre clairement des fissures de cisaillement inter-laminaires multiples principalement autour de la fibre neutre (Fig. 5). Ces fissures se propagent dans la direction transverse au chargement. De plus, la résine PPS étant moins ductile à l'ambiante, davantage de fissures peuvent être observées. Enfin, la présence de fibres rompues sur les plis supérieurs et inférieurs de l'éprouvette signalent respectivement une défaillance en compression et en traction.

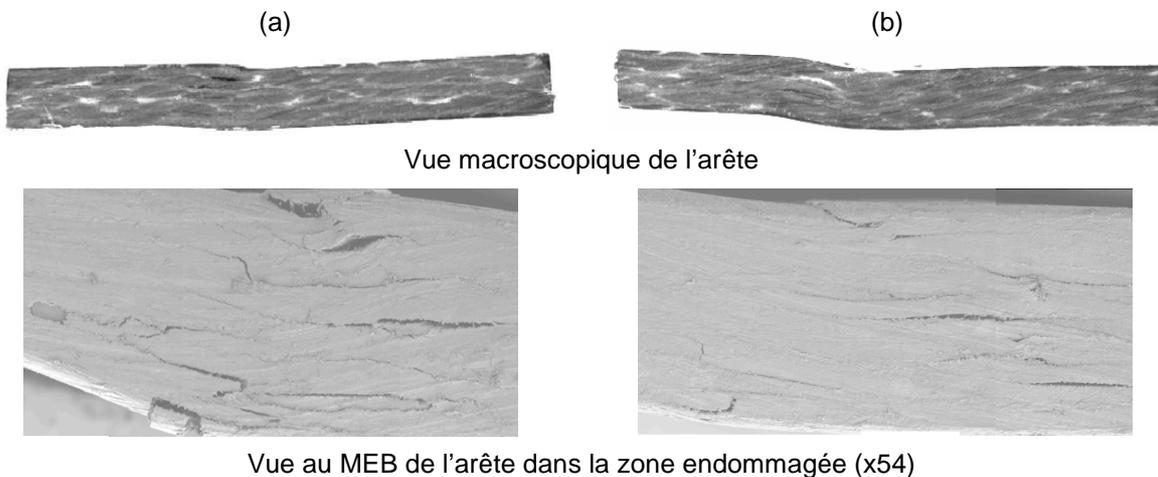


Fig. 5. Observation du stratifié après un essai de cisaillement inter-laminaire : (a) T.A. - (b) 120°C

Finalement, cet essai indique qu'une augmentation de la température jusqu'à la température de transition vitreuse du C/PPS contribue à dégrader fortement les propriétés mécaniques de l'interface fibre/matrice. Le comportement viscoplastique de la résine, amplifié par une élévation de température, semble être néfaste du point de vue du transfert de charge par cisaillement entre plis.

### 3. Etude numérique

Afin de mieux cerner les mécanismes de redistribution des contraintes s'opérant autour des trous dans les composites à matrice thermoplastique, un modèle élasto-plastique anisotrope a été implémenté dans le code éléments finis Cast3m.

#### 3.1 Modèle de plasticité anisotrope à un paramètre

Pour rendre compte du comportement élasto-plastique de composites à renfort unidirectionnel (UD), de nombreux auteurs ont exploité le modèle phénoménologique de plasticité à un paramètre développé par Sun et Chen pour des matériaux composites UD bore/aluminium [9-10]. Le paramètre unique suffit à traduire la part d'anisotropie dans l'écoulement plastique. Basés sur ce modèle, ces différents modèles macroscopiques dérivent de la plasticité ou la viscoplasticité classiques et permettent de représenter le comportement non-linéaire de matériaux composites stratifiés sollicités hors axes des fibres [11-20] et possédant une matrice au comportement plus ou moins ductile. Ainsi, cette approche a été mise à profit et validée pour simuler le comportement non-linéaire de différents types de stratifiés à matrice thermodurcissable [9][13][21-22] (carbone/époxy UD, verre/époxy tissé) et plus largement de stratifiés UD à matrice thermoplastique haute performance telle que le PEEK [11-12][14-16][18-20] ou le PPS [17]. On peut également préciser que ce modèle n'a pas encore été mis en œuvre pour simuler la réponse de stratifiés à plis tissés et à matrice thermoplastique. Dans la continuité de ces travaux, Winn et al. ont examiné la précision de ce modèle à un paramètre pour les composites UD [23]. Cette étude a permis de constater que ce modèle est relativement précis pour décrire le comportement d'un pli UD mais n'est pas adapté pour simuler la réponse jusqu'à la rupture d'un stratifié sollicité hors axes des fibres dans la mesure où le modèle ne prend pas en compte les mécanismes d'endommagement spécifiques des stratifiés (microfissurations dans la direction transverse au chargement, délaminage). Cependant, une identification du paramètre d'anisotropie plastique faite sur un large éventail d'orientation hors axes des fibres permet d'obtenir des résultats avec une précision acceptable. Enfin, plus récemment, Yokozeki et al. ont étendu le modèle de plasticité à un paramètre pour intégrer la dépendance au sens de chargement (traction ou compression) du comportement de composites UD carbone/époxy [24]. En résumé, les différentes approches proposées dans ces travaux s'accordent sur la simplicité de ce modèle (peu de paramètres à identifier), sa précision et sa validité par rapport aux résultats expérimentaux. Pour ces raisons, ce modèle a été étendu au cas des stratifiés à plis tissés pour comparer la distribution des contraintes autour du trou dans des stratifiés C/PPS possédant des séquences d'empilement favorisant soit le comportement ductile de la matrice soit le comportement fragile des fibres. De plus, la dépendance de certains paramètres avec la température doit à terme permettre de prendre en compte l'influence de la température sur le comportement ductile du stratifié et également sur le gradient des contraintes dans les stratifiés troués.

#### 3.2 Lois constitutives du modèle

Compte tenu de la géométrie de plaque mince des stratifiés étudiés (contrainte normale nulle), on adopte, sous l'hypothèse de contraintes planes, la restriction 2D (1 : direction des fibres sens chaîne - 2 : direction des fibres sens trame) du modèle 3D proposé par Chen et al. [13] pour des stratifiés UD. La restriction 2D est basée sur la fonction générale d'écoulement orthotrope proposée initialement par Hill [25] :

$$f(\boldsymbol{\sigma}, p, T) = 3/2 \cdot (\sigma_{22}^2 + 2 \cdot N \cdot \sigma_{12}^2) - \sigma_0^2(p, T) = \bar{\boldsymbol{\sigma}}^2 - \sigma_0^2(p, T) \quad (\text{eq. 1})$$

Dans cette expression,  $\boldsymbol{\sigma}$  est le tenseur des contraintes de Cauchy dans le repère d'orthotropie ( $\bar{\boldsymbol{\sigma}} = \sqrt{3/2} \cdot \boldsymbol{\sigma} : \mathbf{H} : \boldsymbol{\sigma}$  est la contrainte équivalente avec  $\mathbf{H}$  tenseur symétrique orthotrope de Hill),  $p = \bar{\boldsymbol{\epsilon}}^p$  est la déformation plastique cumulée,  $T$  représente la température.  $N$  (classiquement appelé  $a_{66}$  dans les références précédemment citées) est le paramètre traduisant l'anisotropie de l'écoulement plastique.

$\sigma_0(p, T) = \tau_y(T) + a(T) \cdot p^n$  représente la contrainte seuil où  $\tau_y(T)$  est la limite d'élasticité (fonction de la température) et  $a(T)$  est un paramètre matériau dépendant de la température selon une loi d'activation thermique de type Arrhenius  $a(T) = e^{\alpha \cdot T + \beta}$  valable pour des matériaux composites à matrice organique dans l'état vitreux (i.e. pour  $T \leq T_g$ ). Cette hypothèse est cohérente pour les matériaux à base polymère dont la résistance dépend de la température. Enfin, l'exposant  $n$  est un paramètre matériau supposé indépendant de la température.

A partir des résultats expérimentaux, on constate que le comportement plastique n'est pas observé pour des sollicitations selon l'axe des fibres (chaîne et trame), la composante  $\sigma_{22}$  n'intervient donc pas dans l'écoulement plastique au même titre que la composante  $\sigma_{11}$ . En d'autres termes, seule une sollicitation hors axes des fibres peut induire une déformation plastique du stratifié et le paramètre d'anisotropie  $N$ , supposé

constant, est directement identifié à partir d'essais de traction hors axes. Ainsi, pour un stratifié tissé, la fonction d'écoulement plastique s'écrit simplement :

$$2. f(\boldsymbol{\sigma}, p, T) = 3. N. \sigma_{12}^2 - \sigma_0^2(p, T) \quad (\text{eq. 2})$$

En première approximation, on se place dans le cadre de petites perturbations, ce qui constitue une hypothèse forte dans la mesure où des essais hors axes peuvent induire des déformations totales de l'ordre d'une dizaine de %. Ainsi et selon une approche classique en élasto-plasticité, la déformation totale  $\boldsymbol{\varepsilon}$  peut se décomposer en une partie élastique  $\boldsymbol{\varepsilon}^e$  et une partie plastique  $\boldsymbol{\varepsilon}^p$  :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (\text{eq. 3})$$

L'inégalité de Clausius-Duhem permet d'une part d'obtenir la loi d'état :

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}} = \mathbf{C} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e = \mathbf{C} : (\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} - \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p) \quad (\text{eq. 4})$$

Avec  $\mathbf{C}$  tenseur de comportement élastique et d'autre part les lois d'évolution plastique :

$$\begin{aligned} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p &= \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = 3\mathbf{H} : \boldsymbol{\sigma} \\ \dot{p} &= \dot{\lambda} \bar{\sigma} \end{aligned} \quad (\text{eq. 5})$$

Où  $\dot{\lambda}$  est un multiplicateur de Lagrange qui est obtenu à partir de la condition de cohérence  $\dot{f} = 0$ .

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

La formulation discrète d'un modèle élasto-plastique anisotrope du comportement de stratifiés thermoplastiques 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 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  $(\boldsymbol{\sigma}_n, p_n)$  à partir de l'incrément de déformation totale  $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}$  (problème à déplacement imposé) sur un intervalle de temps  $[t_n, t_{n+1}]$  :

$$(\boldsymbol{\sigma}_n, p_n) + \Delta \boldsymbol{\varepsilon} \rightarrow (\boldsymbol{\sigma}_{n+1}, p_{n+1}) \quad (\text{eq. 6})$$

Où  $(\cdot)_n$  et  $(\cdot)_{n+1}$  représentent respectivement les quantités en début d'incrément  $t_n$  et en fin d'incrément  $t_{n+1}$ . Les relations entre ces quantités sont obtenues à partir des équations constitutives du modèle établies précédemment (eq. 4 et eq. 5). Le schéma d'intégration implicite de type Euler arrière appliqué à (eq. 4) sur l'intervalle de temps  $[t_n, t_{n+1}]$  permet d'écrire la relation contrainte-déformation suivante dans le repère d'orthotropie de chaque pli du stratifié :

$$\boldsymbol{\sigma}_{n+1} = \boldsymbol{\sigma}_{n+1}^* - \mathbf{C} : \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (\text{eq. 7})$$

Où  $\boldsymbol{\sigma}_{n+1}^* = \boldsymbol{\sigma}_n + \mathbf{C} : \Delta \boldsymbol{\varepsilon}$  est l'état de contrainte d'essai élastique. L'intégration de (eq. 5) donne alors les lois d'évolution plastique incrémentales :

$$\begin{aligned} \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^p &= \boldsymbol{\varepsilon}_{n+1}^p - \boldsymbol{\varepsilon}_n^p = 3\Delta \lambda \mathbf{H} : \boldsymbol{\sigma}_{n+1} \\ \Delta p &= p_{n+1} - p_n = \Delta \lambda \bar{\sigma}_{n+1} \end{aligned} \quad (\text{eq. 8})$$

La combinaison de ces équations (eq. 7 et eq. 8) permet alors de déterminer l'état de contrainte à la fin de l'incrément  $t_{n+1}$  dans le repère d'orthotropie de chaque pli du stratifié :

$$\boldsymbol{\sigma}_{n+1} = \mathbf{G} : \boldsymbol{\sigma}_{n+1}^* \quad (\text{eq. 9})$$

Où  $\mathbf{G} = \mathbf{I} + \Delta \lambda \mathbf{C} : \mathbf{H}$  est l'opérateur de correction des contraintes avec  $\mathbf{I}$  tenseur d'identité d'ordre 4.

L'incrément de multiplicateur de plasticité  $\Delta \lambda$  est déterminé par la condition d'écoulement à la fin du pas de chargement  $f(\boldsymbol{\sigma}_{n+1}, p_{n+1}, T) = 0$ . L'équation non-linéaire obtenue peut être résolue au moyen d'un schéma itératif de Newton qui permet de calculer l'incrément du multiplicateur de plasticité à l'itération  $i + 1$  :

$$\Delta \lambda_{i+1} = \Delta \lambda_i - f(\Delta \lambda_i) \cdot \left( \frac{\partial f}{\partial \Delta \lambda} \right)_i^{-1} \quad (\text{eq. 10})$$

Selon le schéma classique de prédiction-corrrection, si l'état de contrainte calculé  $\boldsymbol{\sigma}_{n+1}^*$  satisfait l'inégalité  $f(\boldsymbol{\sigma}_{n+1}^*, p, T) \leq 0$  alors le comportement du matériau peut être considéré comme élastique et l'état du matériau en fin d'incrément est défini par :

$$\begin{aligned} \boldsymbol{\sigma}_{n+1} &= \boldsymbol{\sigma}_{n+1}^* \\ p_{n+1} &= p_n \end{aligned} \quad (\text{eq. 11})$$

Par contre, lorsque  $f(\boldsymbol{\sigma}_{n+1}^*, p, T) > 0$  alors le critère est violé et il est nécessaire de corriger l'état de contrainte d'essai élastique en utilisant la relation (eq. 7) afin d'obtenir un état de contrainte  $\boldsymbol{\sigma}_{n+1}$  satisfaisant la condition d'écoulement  $f(\boldsymbol{\sigma}_{n+1}, p_{n+1}, T) = 0$ .

### 3.4 Identification des paramètres du modèle

Afin de pouvoir simuler, par exemple, la réponse de stratifiés troués soumis à une sollicitation en traction et possédant n'importe quel drapage, il est nécessaire d'identifier plusieurs paramètres. Tout d'abord, il faut connaître les propriétés élastiques du pli élémentaire qui sont obtenues à partir d'essais de traction sur des stratifiés avec des séquences d'empilement  $[0]_7$  et  $[45]_7$ . Compte-tenu du caractère équilibré du tissu dans les directions chaîne et trame, on suppose que la rigidité est identique dans ces deux directions. Le tableau (Tab. 2) regroupe les propriétés mécaniques dans le plan (1-2) et dans le repère d'orthotropie d'un pli élémentaire tissé en carbone/PPS.

$E_{11}$ (GPa)	$E_{22}$ (GPa)	$\nu_{12}$	$G_{12}$ (GPa)
56.4	56.4	0.043	4

Tab. 2. Propriétés mécaniques dans le plan d'un pli élémentaire tissé en carbone/PPS

Les paramètres spécifiques au modèle élasto-plastique anisotrope présenté auparavant peuvent alors être déterminés :  $N$ ,  $\tau_y(T)$ ,  $a(T)$  et  $n$ . Comme annoncé précédemment, la plasticité ne peut être induite que pour des sollicitations hors axes des fibres chaîne et trame. Dans l'absolu, il faut donc réaliser des essais de traction pour diverses températures et différents angles  $\theta$  (formés par la direction des fibres sens chaîne et la direction de chargement). En effet, l'anisotropie de l'écoulement plastique, traduite par le paramètre  $N$ , est une caractéristique intrinsèque du matériau et ne doit pas dépendre de l'angle  $\theta$ . Du point de vue expérimental, seule l'orientation  $\theta = 45^\circ$  a été testée dans la mesure où la séquence d'empilement des stratifiés testés dans cette étude ( $[0/45/0/45/0/45/0]$ ) présentent uniquement des plis hors axes avec cette orientation. Cette dernière est particulièrement intéressante car elle correspond à un couplage maximum entre traction et cisaillement. En outre, l'inflexion de la courbe force-déplacement (à environ 10mm) correspond à la rotation des fibres lors de cet essai, cette rotation n'est pas prise en compte par le modèle et traduit une légère rigidification de l'éprouvette quand que les fibres tendent à s'aligner avec la direction de chargement (Fig. 6). Elle s'accompagne également d'un endommagement par délaminage.

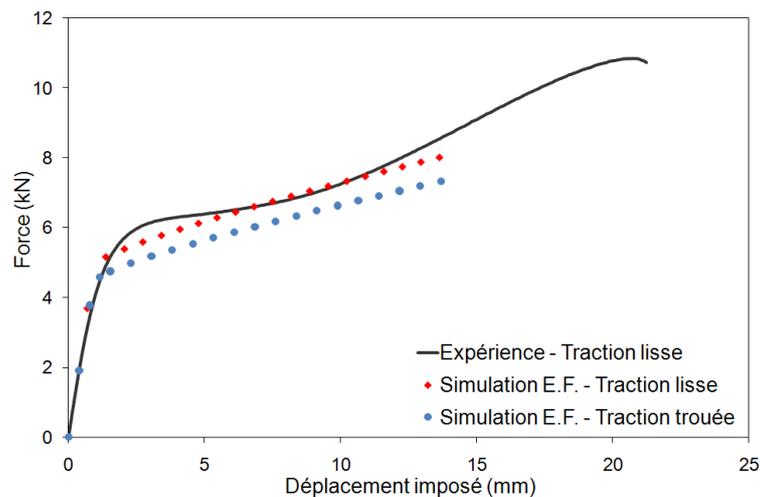


Fig. 6. Identification des paramètres du modèle pour un stratifié tissé carbone/PPS  $[45]_7$  à température ambiante et simulation E.F. traction trouée sur stratifié tissé carbone/PPS  $[45]_7$

Cependant, pour généraliser au matériau C/PPS le caractère anisotrope de la plasticité, des essais hors axes sur des stratifiés avec différents angles  $\theta$  doivent être effectués. Ainsi le stratifié avec un drapage  $[45]_7$  a permis d'identifier tous les paramètres du modèle à température ambiante. Les paramètres identifiés sont reportés dans (Tab. 3). A ce stade du travail, cela signifie que des essais supplémentaires doivent être réalisés à d'autres niveaux de température afin de pouvoir rendre compte numériquement de l'influence de la température sur la distribution des contraintes dans un stratifié troué à matrice thermoplastique.

$N$	$\tau_y(T)$ (MPa)	$a(T)$	$n$
0.33	35	45	0.8

Tab. 3. Paramètres identifiés du modèle pour le matériau carbone/PPS à température ambiante

### 3.5 Essais de simulation numérique : traction sur stratifié troué

L'essai de traction sur stratifié troué est intéressant car il est représentatif d'un état de contraintes 3D et constitue un premier pas vers la validation du modèle numérique à température ambiante dans un premier temps. En raison de la symétrie du problème, un quart de plaque a été maillé par 3264 éléments de coque à 4 nœuds. La simulation E.F. représente bien la réponse expérimentale de type élastique-fragile d'un stratifié à drapage quasi-isotrope (Fig. 7a). La distribution de la contrainte longitudinale dans les plis à 45° montre que la contrainte se concentre au bord du trou et le long de fibres à 45° (Fig. 7b).

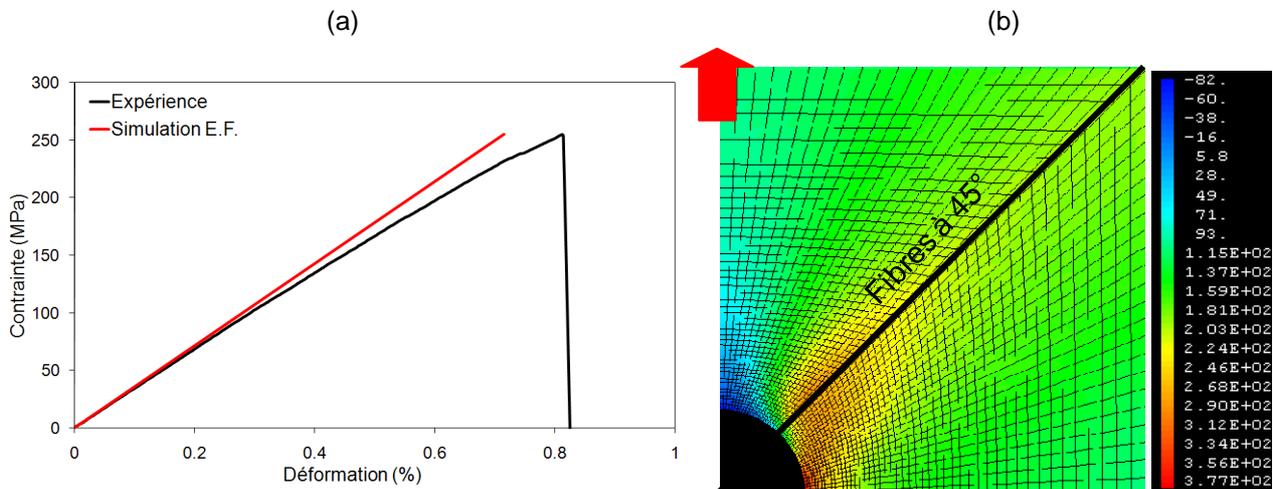


Fig. 7. Essai de traction trouée sur stratifié tissé carbone/PPS [0/45/0/45/0/45/0] à température ambiante : (a) Courbes contrainte-déformation - (b) Distribution de la contrainte longitudinale dans les plis à 45°

Bien que l'essai de traction sur stratifié troué de drapage [45]<sub>7</sub> n'ait pas encore été réalisé expérimentalement, la comparaison des distributions de contrainte autour du trou pour les séquences d'empilement [0/45/0/45/0/45/0] et [45]<sub>7</sub> est pertinente car elle met en évidence l'influence de la nature ductile de la résine sur la réponse de stratifiés tissés en carbone/PPS (Fig. 8a). La distribution de la déformation plastique cumulée en fin de chargement indique la localisation et l'importance de la plasticité dans les stratifiés à drapage [45]<sub>7</sub> dont le comportement est dominé par la réponse ductile de la résine PPS (Fig. 8b). De plus, la surcontrainte au bord du trou est environ égale à 8 fois la contrainte appliquée.

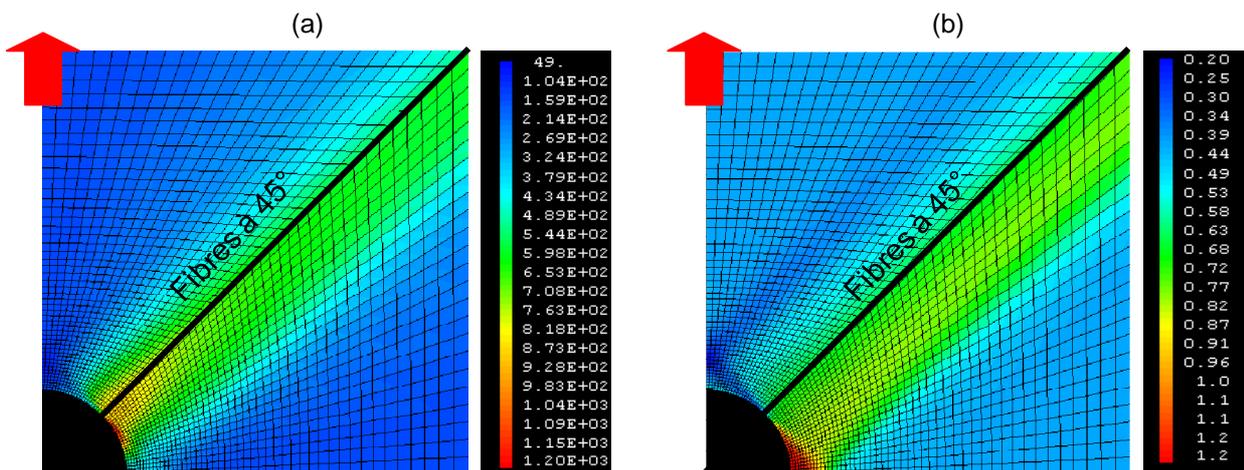


Fig. 8. Essai de traction trouée sur stratifié tissé carbone/PPS [45]<sub>7</sub> à température ambiante : (a) Distribution de la contrainte longitudinale - (b) Distribution de la déformation plastique cumulée

### 3.6 Validation du modèle numérique

La validation d'un modèle ne se résume évidemment pas à la comparaison de la réponse numérique et expérimentale pour un état de sollicitation 3D et une séquence d'empilement donnés. Cependant, bien que le travail exposé soit en cours de finalisation, la mise en œuvre expérimentale d'une technique de mesures de champ par interpolation d'images a donné des éléments de réponse quantitatifs et qualitatifs

pour le drapage quasi-isotrope en termes de distribution des iso-valeurs de déformation longitudinale dans les stratifiés tissés troués [0/45/0/45/0/45/0] à température ambiante (Fig. 9). La comparaison des valeurs de la déformation maximale en bord de trou indique un écart relatif de 6,7%.

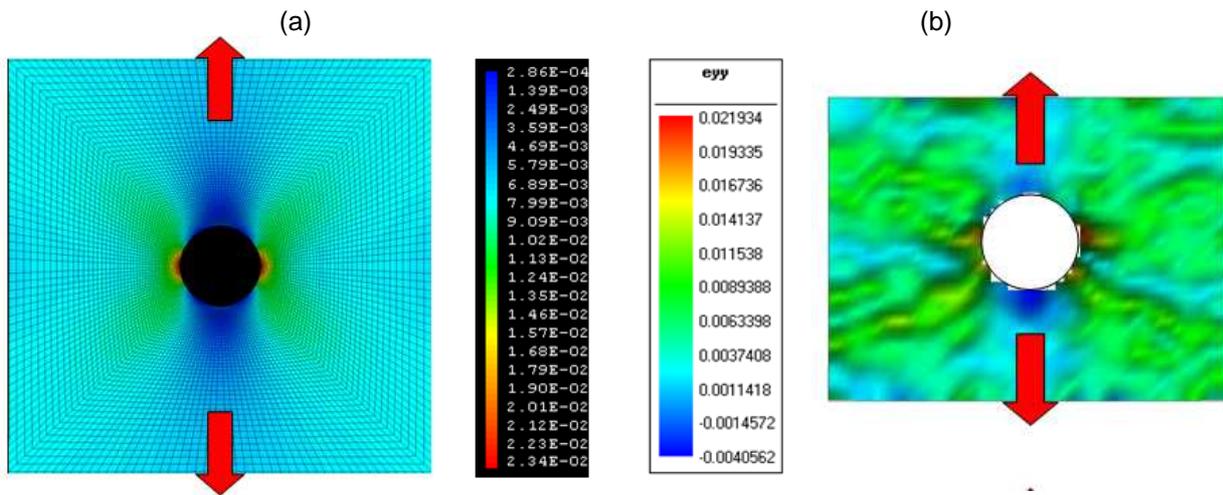


Fig. 9. Distribution des iso-valeurs de déformation longitudinale dans le pli à 0° de stratifié tissés carbone/PPS [0/45/0/45/0/45/0] à température ambiante : (a) Numérique - (b) Expérimental

#### 4. Conclusion

Cette étude s'intéresse au comportement élasto-plastique de matériaux composites à renfort tissé en fibres de carbone et à matrice thermoplastique PPS dans la perspective d'éventuelles applications dans le domaine de l'aéronautique et plus particulièrement celui des nacelles de moteur où la température d'utilisation en service peut atteindre 120°C. La température influence significativement le comportement mécanique des composites à matrice organique notamment si elle dépasse leur température de transition vitreuse  $T_g$ .

Ainsi, les résultats présentés dans ce travail visaient à répondre à deux objectifs. Le premier est de constituer une base de données expérimentales sur le comportement mécanique en température (à l'ambiante et à 120°C) de stratifiés tissés carbone/PPS. Des essais de traction lisse, de traction sur stratifié troué et de cisaillement inter-laminaire (CIL) ont été réalisés. Les résultats obtenus indiquent qu'une température d'essai maximale égale à  $T_g$  (120°C pour le C/PPS) n'altère pas les propriétés mécaniques d'un stratifié à drapage quasi-isotrope. La sensibilité au trou diminue avec la température ce qui semble indiquer que la température influence les mécanismes de redistribution des contraintes autour du trou avec une plastification très localisée qui est légèrement amplifiée à haute température. L'essai de CIL a mis en évidence que les propriétés de l'interface fibre/matrice sont considérablement dégradées à la  $T_g$  du C/PPS (-26% pour la résistance apparente au cisaillement inter-laminaire). Des essais complémentaires de traction lisse et trouée doivent être réalisés notamment à 120°C sur des stratifiés avec des séquences hors axes afin de répondre au deuxième objectif.

Ce deuxième objectif consiste à mettre au point un modèle numérique de comportement élasto-plastique orthotrope de stratifiés tissés à matrice thermoplastique. Un modèle phénoménologique de plasticité à un paramètre a été étendu au cas de stratifié tissés puis implémenté dans le code E.F. Cast3m. Il a été choisi en raison de sa simplicité (peu de paramètres à identifier), sa précision et sa validité par rapport aux résultats expérimentaux. Il offre la possibilité de comparer qualitativement et quantitativement la distribution des contraintes autour du trou dans des stratifiés C/PPS possédant des séquences d'empilement favorisant soit le comportement ductile de la matrice soit le comportement fragile des fibres. De plus, la dépendance de certains paramètres avec la température doit à terme permettre de prendre en compte l'influence de la température sur le comportement ductile du stratifié et également sur le gradient des contraintes dans les stratifiés troués.

Ce travail est amené à s'enrichir de nouveaux résultats expérimentaux et numériques (notamment sur la séquence [45]<sub>7</sub>) afin de généraliser puis valider l'approche proposée pour l'étude du comportement élasto-plastique anisotrope de stratifiés tissés C/PPS à haute température.

#### Remerciements

Ce travail fait partie du projet TOUPIE dont le but est de connaître les performances de composites thermoplastiques pour applications structurales. Ce projet est soutenu par la DGE dans le cadre du pôle de

compétitivité MOV'EO dans lequel plusieurs partenaires collaborent (la région Haute-Normandie, la société Aircelle, la société AMPA, la société AXS Ingénierie, l'université du Havre, ENSI Caen, l'Ecole des Mines de Paris et l'INSA de Rouen).

## Références

- [1] J.E. Spruiell, C.J. Janke, S.W. Case, K.L. Reifnider, « A review of the measurement and development of crystallinity and its relation to properties in neat PPS and its fiber reinforced composites ». *In : Time depend and nonlinear effects in polymers and composites*, US department of energy, 2004.
- [2] B. Vieille, J. Aucher, L. Taleb, « Carbon fiber fabrics reinforced PPS laminates: influence of environmental conditions on the behavior of notched laminates and bolted joints », soumis à *Mechanics of Mat.*, 2009.
- [3] B.M. Walther, « An investigation of the tensile strength and stiffness of unidirectional polymer-matrix, carbon-fiber composite under the influence of elevated temperatures ». *In : Master's thesis in engineering science and mechanics*, Virginia Polytechnic Institute and State University, 1998.
- [4] L.A.L. Franco, M.L.A. Graça, F.S. Silva, « Fractography analysis and fatigue of thermoplastic composite laminates at different environmental conditions ». *Mat. Sc. and Eng. A*, Vol. 488, pp. 505–513, 2008.
- [5] J.S. Loverich, B.E. Russel, S.W. Case, K.L. Reifnider, « Life of PPS composites subjected to cyclic loading at elevated temperatures ». *Polymer Composites*, pp. 310-317, 2000.
- [6] C.A. Mahieux, C. Scheurer, « Elevated temperature bending stress rupture behavior AS4/APC2 and comparaison with AS4/PPS ». *Composite Part A*, Vol. 33, pp. 935-938, 2002.
- [7] F.A. Myers, « Stress-state effects on the viscoelastic response of PPS based thermoplastic composites ». *In : Advances in thermoplastic matrix composite materials*, ASTM STP 1044, pp. 154-162, 1989.
- [8] F. Lagattu, M.C. Lafarie-Frenot, T.Q. Lam, J. Brillaud, « Experimental characterisation of overstress accommodation in notched CFRP composite laminates ». *Comp. Struct.*, Vol. 67, pp. 347-357, 2005.
- [9] C.T. Sun, J.L. Chen, « A simple flow rule for characterizing nonlinear behavior of fiber composites ». *J. Composite Mat.*, Vol. 23, pp. 1009-1020, 1989.
- [10] C.T. Sun, J.L. Chen, « A micromechanical model for plastic behavior of fibrous composites ». *Composites Sc. and Tech.*, Vol. 40, pp. 115-129, 1991.
- [11] C.T. Sun, K.J. Yoon, « Elastic-plastic analysis of AS4/PEEK composite laminate using a one-parameter plasticity model ». *J. of Composite Mat.*, Vol. 26(2), pp. 293-308, 1992.
- [12] J.L. Chen, C.T. Sun, « A plastic potential function suitable for anisotropic fiber composites ». *J. of Composite Mat.*, Vol. 27(14), pp. 1379-1390, 1993.
- [13] M. Xie, D.F. Adams, « A plasticity model for unidirectional composite materials and its applications in modeling composites testing ». *Composites Sc. and Tech.*, Vol. 54, pp. 11-21, 1995.
- [14] C.A. Weeks, C.T. Sun, « Modeling non-linear rate-dependent behavior in fiber-reinforced composites ». *Composites Sc. and Tech.*, Vol. 58, pp. 603–611, 1998.
- [15] M. Kawai, Y. Masuko, Y. Kawase and R. Negishi, « Micromechanical analysis of the off-axis rate-dependent inelastic behavior of unidirectional AS4/PEEK at high temperature ». *Int. J. of Mech. Sc.*, Vol. 43, pp. 2069-2090, 2001.
- [16] M. Kawai, Y. Masuko, « Macromechanical modeling and analysis of the viscoplastic behavior of unidirectional fiber-reinforced composites ». *J. of Composite Mat.*, Vol. 37(21), pp. 1885-1902, 2003.
- [17] S. Deng, X. Li, H. Lin, Y. J. Weitsman, « The non-linear response of quasi-isotropic composite laminates ». *Composites Sc. and Tech.*, Vol. 64(10-11), pp. 1577-1585, 2004.
- [18] S.R. Ding, J.W. Tong, M. Shen, « Numerical simulation of elastic-plastic behavior of thermoplastic composites ». *J. of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 24, pp. 649-655, 2005.
- [19] S.R. Ding, J.W. Tong, M. Shen, « The three-dimensional elastic-plastic analysis of interlaminar stresses in notched thermoplastic composites ». *J. of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 24, pp. 1151-1158, 2005.
- [20] 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 unidirectional AS4/PEEK ». *J. of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 25(5), pp. 475-482, 2006.
- [21] S. Ogihara, K.L. Reifsnider, « Characterization of nonlinear behavior in woven composite laminates ». *Applied Composites Mat.*, Vol. 9, pp. 249-263, 2002.
- [22] K.L. Reifsnider, V. Tamuzs, S. Ogihara, « On nonlinear behavior in brittle heterogeneous materials ». *Composites Sc. and Tech.*, Vol. 66(14), pp. 2473-2478, 2006.
- [23] V.M. Winn, S. Sridharan, « An investigation into the accuracy of a one-parameter nonlinear model for unidirectional composites ». *J. of Composite Mat.*, Vol. 35(16), pp. 1491-1507, 2001.
- [24] T. Yokozeki, S. Ogihara, S. Yoshida, T. Ogasawara, « Simple constitutive model for nonlinear response of fiber-reinforced composites with loading-directional dependence ». *Composites Sc. and Tech.*, Vol. 67(1), pp. 111-118, 2007.
- [25] R. Hill, « The mathematical theory of plasticity ». The Oxford Engineering Science Series, 1950.