



HAL
open science

Caractérisation et analyse de tubes composites carbone / époxyde = Characterization and Analysis of Carbon Fibre / Epoxy Composite Tubes

Paul Treasurer, Dominique Perreux, Yann Poirette, Frédéric Thiebaud

► To cite this version:

Paul Treasurer, Dominique Perreux, Yann Poirette, Frédéric Thiebaud. Caractérisation et analyse de tubes composites carbone / époxyde = Characterization and Analysis of Carbon Fibre / Epoxy Composite Tubes. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. 9 p. hal-00389754

HAL Id: hal-00389754

<https://hal.science/hal-00389754>

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.

Caractérisation et analyse de tubes composites carbone / époxyde

Characterization and Analysis of Carbon Fibre / Epoxy Composite Tubes

P. Treasurer^{1,2}, D. Perreux^{2,3}, Y. Poirette¹, F. Thiebaud^{2,3}

1 : Département de mécanique des solides
IFP – Lyon - 69360 Solaize
e-mail : paul.treasurer@ifp.fr, yann.poirette@ifp.fr

2 : Département de mécanique appliquée
Université de Franche-Comté – 25000 Besançon
e-mail : dominique.perreux@univ-fcomte.fr, frederic.thiebaud@univ-fcomte.fr

3 : MaHyTec – 39100, Dole

Résumé

Les propriétés mécaniques d'un matériau composite de type résine époxyde renforcée par des fibres de carbone sont déterminées par des essais sur des éprouvettes tubulaires. Trois empilements - $[\pm 15^\circ]$, $[\pm 45^\circ]$, et $[\pm 75^\circ]$ - sont utilisés pour caractériser le comportement dans la direction des fibres, dans la direction transverse, et en cisaillement. Des essais quasi-statiques et en fluage sont effectués. Les résultats sont comparés aux approches analytiques.

Abstract

The mechanical characteristics of a carbon fibre / epoxy composite material are identified through tests performed on tubular specimens. $[\pm 15^\circ]$, $[\pm 45^\circ]$, and $[\pm 75^\circ]$ laminates are used to determine the longitudinal, shear, and transverse responses for quasi-static and viscoelastic tests. Experimental results are compared with analytical approaches.

Mots Clés : endommagement, viscoélasticité, modélisation, identification

Keywords : damage, viscoelasticity, modelling

1. Introduction

La connaissance complète des propriétés et du comportement des matériaux est nécessaire pour améliorer la conception et la réalisation des structures composites. Même si la prévision du comportement dans le domaine élastique est maîtrisée, il est souvent plus difficile de prendre en compte les effets de l'endommagement, de la viscoélasticité, de la plasticité, et de la viscoplasticité. Ces comportements et les paramètres pour les modéliser peuvent changer avec l'endommagement, rendant difficiles les prévisions du comportement de la structure en fin de vie.

De plus, les essais sur des échantillons de géométrie plane ne reflètent pas forcément le comportement au niveau de la structure complète. Ceci est partiellement dû aux effets de bord engendrant des états de contrainte différents, et également dû aux différences dans le processus de fabrication. Cette étude étant concernée par les structures tubulaires fabriquées par enroulement filamentaire, la caractérisation du matériau est effectuée sur des éprouvettes tubulaires.

Le comportement d'un matériau composite en fibres de carbone/époxyde sera étudié ici. D'abord, un modèle méso-macro prenant en compte la viscoélasticité, la plasticité, la viscoplasticité et l'endommagement sera présenté. Ensuite, les résultats d'une série d'essais quasi-statiques et de fluage seront discutés. Ces essais sont effectués sur des spécimens tubulaires réalisés par enroulement filamentaire. Des empilements de $[\pm 15^\circ]$, de $[\pm 45^\circ]$, et de $[\pm 75^\circ]$ sont choisis afin de déterminer le comportement dans la direction des fibres, la direction transverse et en cisaillement. Les paramètres du matériau seront identifiés et le modèle sera comparé aux données expérimentales.

2. Modèle de comportement du LMARC

La complexité des modèles de comportement pour les matériaux composites peut varier d'un calcul purement élastique à des simulations prenant en compte la viscoélasticité, l'évolution des modules à cause de l'endommagement, et les déformations permanentes (cf. [1]). Dans cette étude, le but est de prendre en compte le maximum possible de ces phénomènes tout en ayant la possibilité de considérer des empilements différents ou de modifier les lois de comportement si nécessaire. D'après une étude bibliographique, le modèle du LMARC [2] semble le mieux adapté pour notre application.

Dans cette section, le modèle méso-macro du LMARC est présenté. Il consiste à modéliser dans un premier temps le comportement du pli, en prenant en compte les effets de l'endommagement, de la viscoélasticité, de la plasticité, et de la viscoplasticité. Ensuite la réponse de la structure est calculée avec une approche non-linéaire basée sur l'hypothèse de Love-Kirchoff.

2.1 Modélisation du comportement du pli

Dans le cadre thermodynamique, le comportement mécanique est obtenu quand deux potentiels sont définis. Le premier est la densité d'énergie libre $\psi = \psi(\varepsilon^e, V^k)$, où ε^e est la déformation élastique et V^k sont des autres variables internes pour décrire les déformations inélastiques. Le deuxième est le potentiel de dissipation $\varphi = \varphi(A_k)$, où A_k sont les variables duales de V^k . Ces potentiels permettent d'obtenir les relations constitutives.

2.1.1 Déformations réversibles

Le pli est constitué de fibres unidirectionnelles et d'une résine polymère. L'orientation des axes est fixée par la Fig. 1.

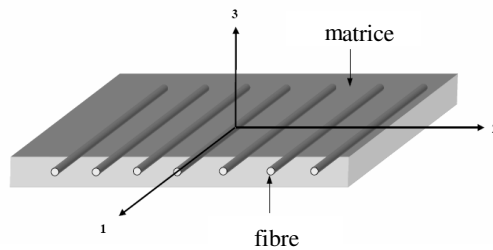


Fig. 1. Système de coordonnées de l'unidirectionnel

Tant que la charge est non endommageante, les déformations sont réversibles et peuvent s'écrire comme la combinaison linéaire des déformations élastique et viscoélastique :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{re} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^{ve} \quad (\text{eq. 1})$$

où $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ est la déformation élastique et $\boldsymbol{\varepsilon}^{ve}$ est la déformation viscoélastique dépendant du temps. La densité d'énergie libre s'écrit comme la somme de termes élastique et viscoélastique [3] :

$$\psi = \frac{1}{2} \boldsymbol{\varepsilon}^e : \mathbf{C} : \boldsymbol{\varepsilon}^e + \frac{1}{2} \sum_i \frac{1}{\mu_i} (\xi_i : \mathbf{C}_R : \xi_i) + \psi^* \quad (\text{eq. 2})$$

ξ_i correspond au mécanisme élémentaire d'écoulement visqueux associé à un temps de relaxation τ_i et pondéré par μ_i . \mathbf{C} et \mathbf{C}_R désignent respectivement la matrice de rigidité élastique et la matrice qui décrit l'anisotropie visqueuse. En contraintes planes :

$$\mathbf{S} = \mathbf{C}^{-1} = \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{12}/E_1 & 0 \\ -\nu_{12}/E_1 & 1/E_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1/G_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{eq. 3})$$

$$\mathbf{S}_R = \mathbf{C}_R^{-1} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \beta_{22} S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \beta_{66} S_{66} \end{bmatrix} \quad (\text{eq. 4})$$

Le potentiel de dissipation est donné par :

$$\varphi_{ve}^* = \frac{1}{2} \sum_i \frac{\mu_i}{\tau_i} [(-\boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\chi}_i) : \mathbf{S}_R : (-\boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\chi}_i)] \quad (\text{eq. 5})$$

où $\boldsymbol{\sigma}$ est le tenseur des contraintes et

$$\boldsymbol{\chi}_i = \frac{\partial \psi}{\partial \xi_i} \quad (\text{eq. 6})$$

La vitesse des déformations peut ensuite s'écrire comme la somme des vitesses des déformations viscoélastiques élémentaires :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{ve} = \sum_i \dot{\xi}_i \quad (\text{eq. 7})$$

avec

$$\dot{\xi}_i = -\frac{\partial \varphi_{ve}^*}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = -\frac{1}{\tau_i} (\xi_i - \mu_i \mathbf{S}_R : \boldsymbol{\sigma}) \quad (\text{eq. 8})$$

Le comportement viscoélastique étant largement dû à la matrice du matériau composite, la forme du spectre des temps de relaxation dépend de la matrice. Pour une matrice époxyde, le spectre est choisi triangulaire pour sa simplicité de mise en oeuvre; l'expérience montre que cette forme prévoit correctement les déformations viscoélastiques.

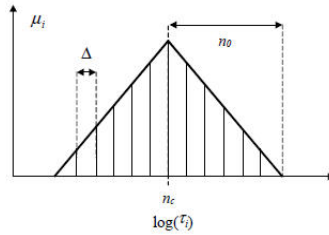


Fig. 2. Spectre des temps de relaxation

2.1.2 Endommagement

Une fois que la charge atteint un certain niveau, des microfissures se produisent. Ces dernières modifient le comportement réversible du pli, et introduisent aussi des déformations irréversibles sous la forme de plasticité et de viscoplasticité :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{ir} = \boldsymbol{\varepsilon}^p + \boldsymbol{\varepsilon}^{vp} \quad (\text{eq. 9})$$

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^{re} + \boldsymbol{\varepsilon}^{ir} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^{in} \quad (\text{eq. 10})$$

L'effet de microfissures sur la souplesse du matériau est pris en compte en ajoutant une matrice \mathbf{H} à la matrice \mathbf{S} [4] :

$$\tilde{\mathbf{S}} = \mathbf{S} + \mathbf{H} \quad (\text{eq. 11})$$

\mathbf{H} est liée à la densité de microfissures par un modèle auto-cohérent et est définie de la manière suivante :

$$\mathbf{H} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & H_{22}H(\sigma_2) & 0 \\ 0 & 0 & H_{66} \end{bmatrix}, \begin{cases} H(\sigma_2) = 0 & \text{si } \sigma_2 < 0 \\ H(\sigma_2) = 1 & \text{si } \sigma_2 \geq 0 \end{cases} \quad (\text{eq. 12})$$

Les variables d'endommagement D_I et D_{II} sont définies comme les variations du module transverse E_2 et de cisaillement G_{12} , respectivement :

$$D_I = -\frac{\Delta E_2}{E_2} = 1 - \frac{S_{22}}{S_{22} + H_{22}} \quad (\text{eq. 13})$$

$$D_{II} = -\frac{\Delta G_{12}}{G_{12}} = 1 - \frac{S_{66}}{S_{66} + H_{66}}$$

De plus, l'utilisation d'une méthode d'homogénéisation permet de démontrer que D_{II} s'exprime en fonction de D_I :

$$D_{II} = 1 - S_{66} \left[S_{66} + \frac{D_I}{(1 - D_I)^{1/2}} (S_{11} S_{22})^{1/2} \right]^{-1} \quad (\text{eq. 14})$$

L'effet de microfissures sur les souplesses du pli endommagé est donc déterminé seulement en fonction de D_I . Un critère d'endommagement est maintenant introduit :

$$f^D = -Y - R_D - Y_c \leq 0 \quad (\text{eq. 15})$$

Y est la variable associée à l'endommagement, définie comme la dérivé de la densité d'énergie libre par la variable d'endommagement D_I :

$$Y = \frac{\partial \psi}{\partial D_I} \quad (\text{eq. 16})$$

$$R_D = \alpha (D_I)^P \quad (\text{eq. 17})$$

où α et P sont les paramètres du matériau qui décrivent l'évolution de l'endommagement, et Y_c est le seuil d'endommagement. L'endommagement du pli peut être déterminé pour des chargements différents. L'effet de l'endommagement peut également être pris en compte dans l'analyse des déformations inélastiques avec une contrainte effective, donnée par :

$$\tilde{\sigma} = \mathbf{S}^{-1} : \tilde{\mathbf{S}} : \sigma \quad (\text{eq. 18})$$

2.1.3 Déformations irréversibles

Deux types de déformations plastiques sont considérés ici. La première se manifeste principalement en cisaillement, et est due au frottement entre les surfaces des microfissures. Le critère de plasticité pour décrire ce phénomène est :

$$f_p = [(\tilde{\sigma} - \mathbf{X}) : \mathbf{M} : (\tilde{\sigma} - \mathbf{X})] - Z_c \quad (\text{eq. 19})$$

où

$$\mathbf{M} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (\text{eq. 20})$$

$$\mathbf{X} = \mathbf{X}_1 + \mathbf{X}_2 \quad (\text{eq. 21})$$

$$\dot{\mathbf{X}}_1 = \delta_1 \dot{\varepsilon}^p + \gamma_1 \mathbf{M} : \mathbf{X}_1 \dot{\varepsilon}^p \quad (\text{eq. 22})$$

$$\dot{\mathbf{X}}_2 = \delta_2 \dot{\varepsilon}^p \quad (\text{eq. 23})$$

\mathbf{X} est l'écroûissage cinématique qui est une fonction de la déformation plastique cumulée. Le seuil de plasticité Z_c est lié au seuil d'endommagement et est donné par :

$$Z_c = 2Y_c \sqrt{E_1 E_2} \quad (\text{eq. 24})$$

L'autre type de déformation plastique est dû aux vides créés par les microfissures. Cette plasticité d'endommagement ajoute une déformation supplémentaire dans la direction transverse, dont l'amplitude est directement reliée au taux de microfissures. Une relation linéaire entre D_1 et la déformation plastique d'endommagement est utilisée :

$$\dot{\mathbf{X}}_3 = \delta_3 \dot{D}_1 \quad (\text{eq. 25})$$

Les déformations plastiques viscoplastiques liées à l'existence d'endommagement sont également prises en compte par le modèle. Pour ces dernières un potentiel de dissipation est choisi comme :

$$\varphi_{vp}^* = \frac{K}{\eta + 1} \left\langle \sqrt{(\tilde{\boldsymbol{\sigma}} - \mathbf{X}_3) : \mathbf{M} : (\tilde{\boldsymbol{\sigma}} - \mathbf{X}_3)} - Z_c \right\rangle^{\eta+1} \quad (\text{eq. 26})$$

$$\dot{\mathbf{X}}_3 = \alpha \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} \quad (\text{eq. 27})$$

2.2 Passage au comportement macroscopique

Dans le domaine élastique, le passage de l'échelle du pli à l'échelle du stratifié est effectué grâce à la théorie classique des stratifiés. Les matrices \mathbf{A} , \mathbf{B} , et \mathbf{D} relient les déformations et courbures du plan moyen aux forces et moments généralisés :

$$\begin{bmatrix} \mathbf{N} \\ \mathbf{M} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \mathbf{A} & \mathbf{B} \\ \mathbf{B} & \mathbf{D} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \boldsymbol{\varepsilon}_0 \\ \boldsymbol{\rho} \end{bmatrix} \quad (\text{eq. 28})$$

où les valeurs des matrices \mathbf{A} , \mathbf{B} , et \mathbf{D} sont des constantes. Pour considérer le comportement non-linéaire, l'équation 28 est écrite dans une forme incrémentale :

$$\begin{bmatrix} \Delta \mathbf{N} \\ \Delta \mathbf{M} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \mathbf{A}^* & \mathbf{B}^* \\ \mathbf{B}^* & \mathbf{D}^* \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta \boldsymbol{\varepsilon}_0 \\ \Delta \boldsymbol{\rho} \end{bmatrix} \quad (\text{eq. 29})$$

$\Delta \mathbf{M}$ et $\Delta \mathbf{N}$ sont les incréments des forces et moments généralisés pour un pas de temps, et $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}_0$ et $\Delta \boldsymbol{\rho}$ sont les incréments de déformations et courbures du plan moyen. Les matrices \mathbf{A}^* , \mathbf{B}^* , et \mathbf{D}^* sont les matrices tangentes et dépendent de l'histoire de chargement. Elles peuvent être évaluées avec une approche de Newton-Raphson.

3. Résultats Expérimentaux

Des éprouvettes en fibres de carbone / époxyde ont été fabriquées par enroulement filaire. Le diamètre interne, épaisseur, et longueur sont respectivement 60 mm, 1.2 mm, et 300 mm. Les empilements considérés sont $[\pm 15^\circ]$, $[\pm 75^\circ]$, et $[\pm 45^\circ]$. Ces derniers ont été choisis afin de permettre l'identification des propriétés dans la direction des fibres, dans la direction transverse aux fibres, et en cisaillement. Ces empilements permettent également de minimiser la fragilité des éprouvettes et de respecter certaines limites du procédé de fabrication.

Des essais quasi-statiques et en fluage ont été effectués. Ces essais sont réalisés sous la forme de chargements répétés progressifs (CRP), dont la Fig. 3a présente le principe. Ce type d'essai permet de déterminer l'évolution de la raideur et l'accumulation des déformations irréversibles en fonction de la contrainte. Le même principe a été utilisé pour les essais de fluage (Fig. 3b). L'éprouvette est chargée et déchargée pour que l'endommagement puisse être déterminé. L'éprouvette est ensuite soumise au même chargement pendant 2 heures. Après chaque palier, une pause permet la relaxation de l'éprouvette avant qu'un chargement supérieur soit appliqué. Le comportement viscoélastique est donc connu pour plusieurs niveaux de contraintes et d'endommagements.

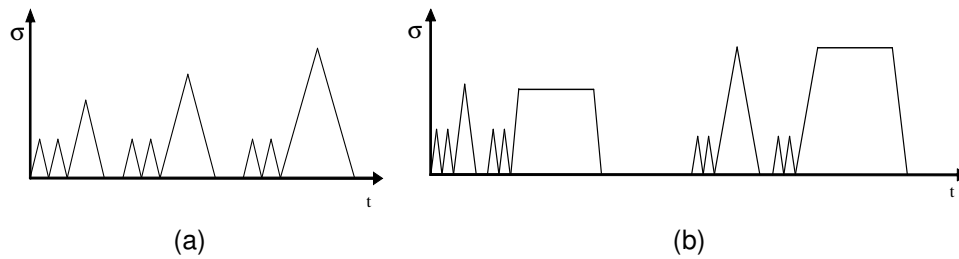


Fig. 3a. Principe de chargements répétés progressifs et 3b. Chargements progressifs en fluage

3.1 Discussion des résultats

D'après les résultats sur les éprouvettes $[\pm 15^\circ]$, le comportement dans le sens des fibres est linéaire élastique. Une légère diminution de la raideur a été observée avec le chargement progressif, qui peut être due à l'endommagement dans la matrice. De plus, de faibles déformations irréversibles se sont produites. Aucun comportement viscoélastique n'a été constaté. La limite à la rupture axiale de cet empilement est supérieure à 1000 MPa (capacité de la machine utilisée pour cette étude). Cependant, la perte quasi-totale de rigidité circonférentielle caractérise la ruine de la structure.

Le comportement des éprouvettes $[\pm 75^\circ]$ est lui élasto-fragile. Les courbes contraintes – déformations sont linéaires, et ni endommagement ni plasticité n'ont été notés. La rupture se produit localement lorsqu'un ruban délamine et se déroule autour de l'éprouvette. Même si la matrice est viscoélastique, les déformations viscoélastiques évoluent très peu pendant les essais de fluage. Ceci provient du fait que des chargements relativement faibles ont dû être utilisés car la rupture s'est produite pendant les essais de fluage pour des contraintes inférieures à la contrainte de rupture obtenue par des essais quasi-statiques.

L'empilement $[\pm 45^\circ]$ a un comportement fortement viscoélastique. Une perte de 25% de la raideur a également été observée, ainsi que des déformations irréversibles importantes (Fig. 4). Le seuil d'endommagement est aux alentours de 65 MPa, et la rupture se produit à 140 MPa.

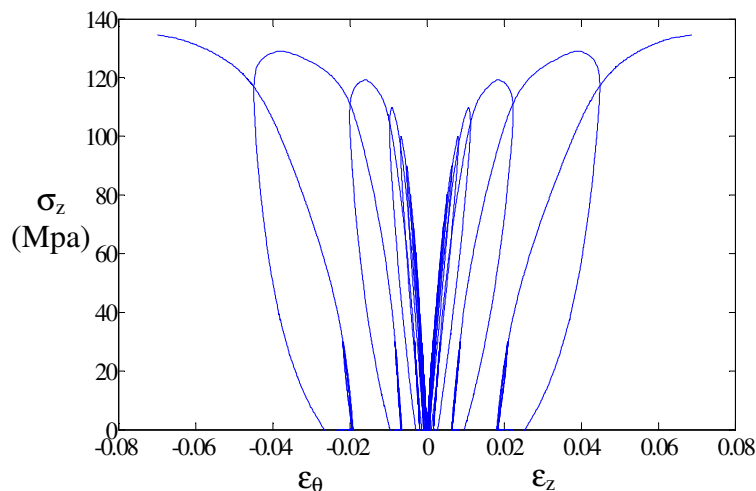


Fig. 4. Résultats d'un essai CRP sur une éprouvette $[\pm 45^\circ]$

Pendant certains essais de fluage (Fig. 5), la raideur mesurée à la fin du chargement était inférieure à la raideur initiale, indiquant que l'endommagement peut se propager pendant l'essai. Ce phénomène est plus important pour les essais de fluage à 115 MPa, qui donne une évolution supérieure à 10%. Finalement, une comparaison entre les déformations viscoélastiques pour les mêmes chargements (65 MPa et 85 MPa), mais à des niveaux d'endommagement différents, démontre que plus le niveau d'endommagement est élevé, plus la déformation viscoélastique est importante.

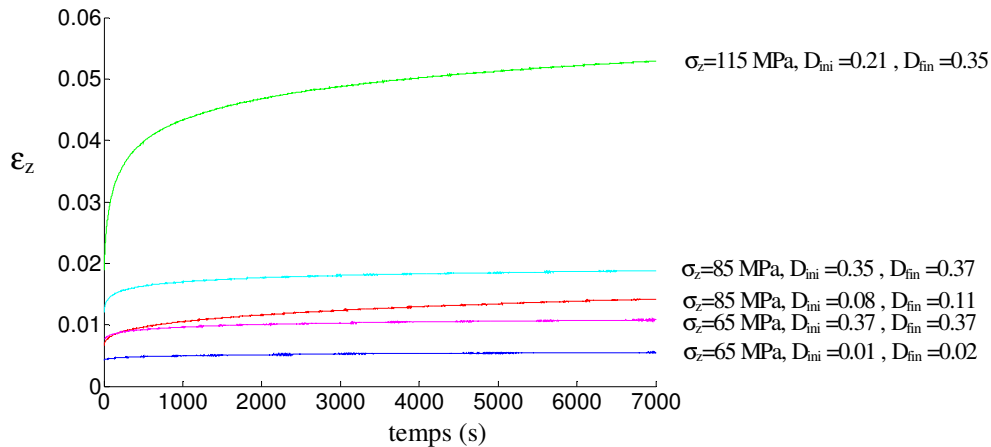


Fig. 5. Résultats d'un essai de fluage sur une éprouvette $[\pm 45^\circ]$

3.2 Identification des paramètres et comparaison avec le modèle

Le modèle du LMARC a été validé principalement pour les matériaux fibre de verre / époxyde [2-5]. Ici, sa capacité de prévoir le comportement d'un matériau fibres de carbone/époxyde est évaluée. L'utilisation d'une méthode de Levenberg-Marquardt [6] permet d'obtenir les paramètres du matériau à partir des résultats expérimentaux. Les paramètres au nombre de 18 sont donnés dans le Tab. 1.

Paramètre	Valeur	Paramètre	Valeur
E_{11}	138 GPa	$Y_i^{[\pm 75^\circ]}$	0.002 MPa
E_{22}	9.20 GPa	α	0.11 MPa
ν_{12}	0.34	P	0.99
G_{12}	5.35 GPa	δ_1	8921 MPa
N_c	3.313 s	δ_2	3453 MPa
N_0	4.989 s	γ	157
β_{22}	.13	δ_3	0.003 MPa
β_{66}	.38	K	2.57E-11
Y_c	.0645 MPa	η	7366
$Y_i^{[\pm 15^\circ]}$	0.003 MPa	δ	3.93 MPa
$Y_i^{[\pm 45^\circ]}$	0.046 MPa		

Tab. 1. Paramètres du matériau

Les essais quasi-statiques des éprouvettes $[\pm 15^\circ]$, $[\pm 75^\circ]$, et $[\pm 45^\circ]$ permet d'obtenir les propriétés E_{11} , E_{22} , et G_{12} grâce aux courbes contraintes – déformations initiales. L'influence du coefficient de Poisson ν_{12} est plus importante pour les empilements $[\pm 15^\circ]$ et $[\pm 75^\circ]$.

L'absence d'évolution de l'endommagement pour l'empilement $[\pm 75^\circ]$ fournirait un seuil d'endommagement supérieur à la valeur maximale atteinte par la variable d'endommagement Y; pour cet empilement à 42 MPa, Y est égal à 0.082 MPa. Cependant, cette valeur est supérieure au seuil d'endommagement constaté pour l'empilement $[\pm 45^\circ]$, dont Y égal à 0.017 MPa. Une partie de cette différence s'explique par des contraintes résiduelles issues du procédé de fabrication. Ces contraintes contribuent à un Y initial, dont les valeurs peuvent être obtenues par un calcul de tube épais (cf. par exemple [7]) et sont prises en compte avec :

$$Y_c = Y_c^* + Y_i \quad (\text{eq. 30})$$

Les paramètres α et P sont déterminés par l'évolution de l'endommagement pendant les essais quasi-statiques sur l'empilement $[\pm 45^\circ]$. La progression de l'endommagement en fonction de la contrainte axiale est donnée sur la Fig. 6.

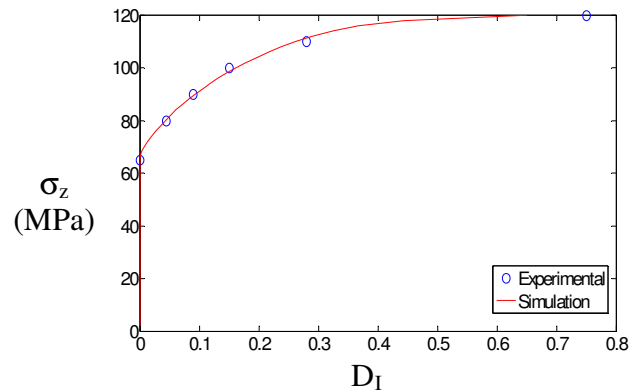


Fig. 6. Endommagement en fonction de la contrainte axiale (éprouvette $[\pm 45^\circ]$)

Les paramètres de la plasticité en cisaillement δ_1 , δ_2 , et γ sont déterminés de façon similaire par l'accumulation des déformations irréversibles pour l'empilement $[\pm 45^\circ]$. Le paramètre δ_2 est choisi non nul mais faible car aucune plasticité d'endommagement n'a été constatée pendant les essais sur l'empilement $[\pm 75^\circ]$. Les paramètres viscoplastiques sont choisis pour compenser les déformations irréversibles restantes.

3.1.1 Influence d'endommagement sur le comportement viscoélastique

Les paramètres viscoélastiques du matériau vierge sont déterminés par les essais de fluage des empilements $[\pm 15^\circ]$ et $[\pm 45^\circ]$, car très peu de déformation viscoélastique a été remarquée pour l'empilement $[\pm 75^\circ]$, la rupture précoce ne permettant pas d'activer suffisamment ce phénomène. Deux difficultés se présentent lorsque l'endommagement est introduit. La première est l'évolution de l'endommagement pendant les essais de fluage, c'est-à-dire la réduction de la raideur due à la propagation de microfissures pendant le palier de charge. La cinématique de l'endommagement actuelle ne peut pas prendre en compte cet effet. Un potentiel de dissipation pourrait être ajouté pour considérer ce phénomène. La deuxième difficulté est l'évolution des paramètres β et τ avec l'endommagement. L'équation 18, qui prend en compte les modules réduits par l'endommagement, est insuffisante pour prévoir le comportement viscoélastique lorsque l'endommagement est présent. Pour éviter de compliquer le formalisme une modification simple de (eq. 4) est proposée :

$$\mathbf{S}_R = \mathbf{C}_R^{-1} = \frac{1}{(1-D_I)^2} \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \beta_{22} S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \beta_{66} S_{66} \end{bmatrix} \quad (\text{eq. 31})$$

La Fig. 7 donne une comparaison entre les résultats expérimentaux et le modèle pour une éprouvette de $[\pm 45^\circ]$ à trois niveaux d'endommagement différents – $D_I = 0$, $D_I = 0.20$, et $D_I = 0.30$. Expérimentalement, la valeur de β_{66} varie 0.41 à 0.95, une évolution qui peut être prise en compte grâce à la modification proposée. L'effet de l'endommagement sur le temps de relaxation semble être par contre assez faible.

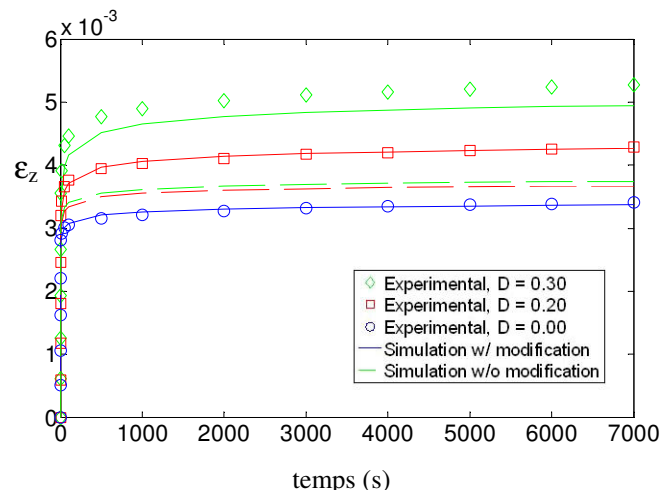


Fig. 7. Comparaison du modèle avec les résultats d'essais de fluage à 50MPa (éprouvette $[\pm 45^\circ]$)

La Fig. 8 montre une comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle pour un essai de CRP. Globalement, le modèle fournit des résultats corrects pour l'évolution de l'endommagement et les déformations irréversibles. Les écarts les plus importants entre modèle et expérience se retrouvent dans la prédiction du comportement viscoélastique en présence d'endommagement. Même si la modification proposée (équation 31) permet de réduire ce phénomène, les amplitudes sont encore à améliorer. L'introduction d'un potentiel d'endommagement capable de décrire l'effet du temps sur ce dernier devrait pouvoir améliorer les choses et en particulier pour simuler le comportement en fatigue.

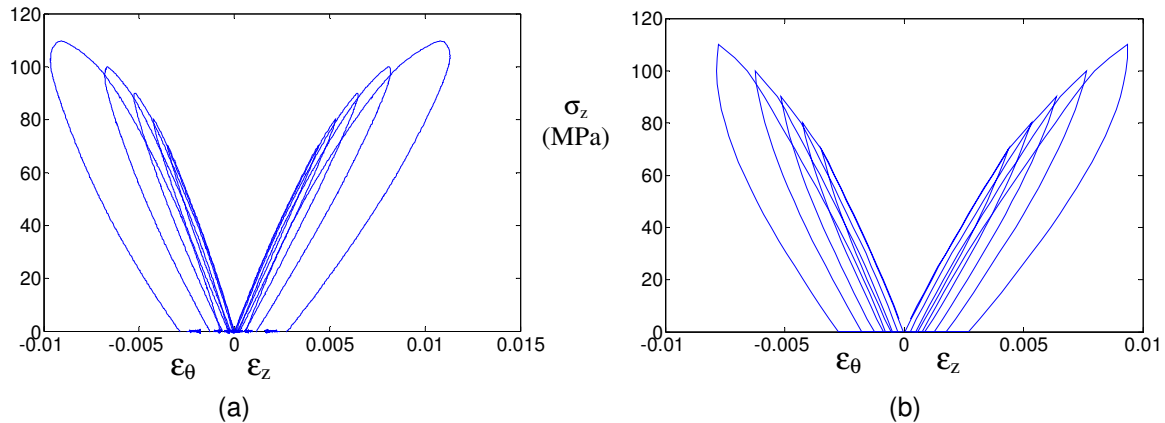


Fig. 8a. Résultats d'un essai CRP (éprouvette $[\pm 45^\circ]$) et 8b. Simulation

4. Conclusions

Des essais quasi-statiques et en fluage ont été effectués pour caractériser le comportement d'un matériau composite en fibres de carbone / époxyde. Des phénomènes viscoélastique et plastique ainsi que l'endommagement ont été constatés. Le modèle du LMARC a été présenté et les paramètres nécessaires ont été déterminés grâce aux essais. Globalement, le modèle permet de reproduire les essais et est capable de simuler les divers comportements observés dans les matériaux composites. Quelques modifications peuvent améliorer le modèle. Un potentiel de dissipation pour inclure l'endommagement dépendant du temps peut être ajouté. Une relation entre l'endommagement et les paramètres viscoélastiques améliorerait lui aussi la précision du modèle.

Références

- [1] Soden PD, Hinton MJ, Kaddour AS, and (1998), A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates, *Composites Science and Technology*. 62, 1725-1797.
- [2] D. Perreux, D. Lazard, "The effect of residual stress on the non-linear behaviour of composite laminates: Part II, Layer, laminate non-linear models and the effect of residual stress on the model parameters". *Composites Science and Technology*, vol 61, pp. 177-190, 2001
- [3] J-F. Maire, "Études théorique et expérimentale du comportement de matériaux composites en contraintes planes". Thèse no. 282, Université de Franche-Comté, 1992.
- [4] D. Perreux, C. Oytana, "Continuum damage mechanics for microcracked composites". *Composites Engineering*, Vol. 3, pp.115-122, 1993.
- [5] F. Thiebaud, D. Perreux, "Overall mechanical behaviour modelling of composite laminates" *Eur J Mech, A/Solids*, vol 15, pp. 423-445.
- [6] F. Richard, "Identification du comportement et évaluation de la fiabilité des composites stratifiés". Thèse no. 769, Université de Franche-Comté, 1999.
- [7] Paul D., Vautrin A., "Transient hygrothermal stresses in laminated cylinders" *Proceedings of the International Conference Duracossys*, pp. 281-288, 1995