MISE EN EVIDENCE DE LA SENSIBILITE A LA VITESSE DE DEFORMATION DES COMPOSITES UNIDIRECTIONNELS VERRE – EPOXY : PROPOSITION D'UN MODELE NUMERIQUE

COUTELLIER Daniel* et ROZYCKI Patrick**

**LAMIH UMR CNRS 8530*

*Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis, Le Mont Houy,
59313 Valenciennes Cedex 9, France*

Tél. : 33-(0)3-27-51-12-14 ; Fax : 33-(0)3-27-51-12-00

Mél : Daniel.Coutellier@univ-valenciennes.fr

***Laboratoire de Mécanique et Matériaux*

Ecole Centrale de Nantes

1 rue de la Noë, B.P. 92101

44321 NANTES Cedex 3

Tél. : 33-(0)2-40-37-68-21 ; Fax : 33-(0)2-40-37-25-73

Mél : Patrick.Rozycki@ec-nantes.fr

RESUME

La vitesse de déformation est un paramètre essentiel au cours des crash-tests : en effet, il est impératif pour les industriels du domaine des transports de satisfaire les procédures de certification de leurs véhicules, notamment pour la sécurité de leurs occupants. Si le rôle de la vitesse de déformation est bien défini pour la majorité des matériaux métalliques, il n'en est pas de même pour les composites et plus particulièrement pour les stratifiés unidirectionnels.

L'aspect majeur dans cet article concerne la mise en évidence par expérimentation de la sensibilité à la vitesse de déformation. L'objectif est de quantifier et de qualifier le rôle de ce paramètre pour les composites unidirectionnels verre E – époxy. La caractérisation est effectuée par une série d'essais de traction et compression dynamiques sur éprouvettes d'orientations spécifiques. Les observations expérimentales aboutissent à la détermination de lois d'évolution pour des paramètres matériaux spécifiques. Nous proposons ainsi de compléter la méthodologie de caractérisation expérimentale d'un modèle de pli élémentaire, en intégrant le paramètre « vitesse de déformation » au sein d'une loi de comportement « quasi-statique » existante.

Mots clés : vitesse de déformation, caractérisation, composite, UD, verre – époxy.

INTRODUCTION

Depuis quelques années, l'équipe de recherche « Modélisation des composites » du LAMIH travaille en collaboration avec la société Engineering System International Software sur le développement et l'optimisation d'un élément fini au sein d'un code de calcul explicite [1], [2]. Cet élément fini permet, entre autres, de décrire le comportement « quasi-statique » d'un pli élémentaire de composite unidirectionnel. La loi comportementale associée est de type élasto-plastique endommageable [3] et a été intégrée au sein du code lors de précédents travaux de thèse [1], [4].

L'objectif de nos recherches, souhaité ici, est d'améliorer les capacités de cet élément fini par intégration de la vitesse de déformation. Le point essentiel qui est abordé dans cet article concerne la méthodologie expérimentale qui a été développée pour l'identification du rôle de la vitesse de sollicitation sur le comportement d'un pli élémentaire. Cependant, quelques résultats sur l'implémentation théorique et informatique de ce phénomène au sein de la loi de comportement seront aussi abordés [4], [10], [11].

Il nous semble important de situer dans un premier point le contexte de l'étude afin de comprendre les choix qui ont été opérés au cours de la mise en place de ces essais expérimentaux. Nous proposons pour cela de présenter très succinctement la modélisation qui nous sert de base pour les diverses études. Dans un second point, nous présentons la mise en place de la campagne d'essais, en justifiant le choix de ceux-ci. Dans un troisième point, nous abordons quelques résultats expérimentaux significatifs des comportements observés ; ils concernent des tractions et compressions sur des stratifiés d'orientation prédéfinie. Nous proposons enfin, dans un dernier point, une exploitation des résultats qui aboutit à la détermination de lois d'évolution pour des paramètres matériaux spécifiques. L'introduction du modèle proposé au sein d'un code de calcul en formulation explicite permet de valider notre démarche. Nous concluons finalement par la méthodologie expérimentale de caractérisation préconisée pour une modélisation de type élasto-plastique endommageable intégrant la vitesse de déformation.

AVANT-PROPOS – LA MODELISATION INSTIGATRICE

Présentation succincte de la modélisation d'un pli élémentaire

Parmi l'ensemble des modélisations composites disponibles au sein des codes de calcul, nous nous intéressons à un modèle particulier de pli composite unidirectionnel dit « global » [3]. En effet, le comportement d'un pli élémentaire est décrit par une loi de comportement homogénéisée. Cette dernière est basée principalement sur les travaux menés, notamment par P. Ladevèze, au Laboratoire de Mécanique et Technologie de l'ENS Cachan [5], [6]. Elle permet de transcrire bon nombre de phénomènes tels l'élasticité, la plasticité et certains types de dégradation, comme la fissuration de la matrice parallèlement aux fibres, la décohésion fibres/matrice et enfin la rupture des fibres (Figure 1).

Figure 1 : modes d'endommagement au sein de la couche élémentaire

Paramètres nécessaires à l'utilisation du modèle de pli « global »

Le modèle élastique endommageable complet d'un pli élémentaire s'écrit grâce à l'équation (1) : la loi est définie en tension et compression dans la direction des fibres et en tension uniquement pour les directions transversales et de cisaillement. Elle fait apparaître cinq

paramètres qui sont les divers modules, un coefficient de Poisson et un paramètre de non-linéarité en compression.

$$\begin{Bmatrix} s_{11} \\ s_{22} \\ s_{12} \end{Bmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{C_{11}^0}{1 - \langle e_{11}^e \rangle_-} & \gamma_{21}^0 C_{11}^0 & 0 \\ \gamma_{21}^0 C_{11}^0 & C_{22}^0 ((1 - d_{22}) \langle a \rangle_+ + \langle a \rangle_-) & 0 \\ 0 & 0 & G_{12}^0 (1 - d_{12}) \end{pmatrix} \begin{Bmatrix} e_{11}^e \\ e_{22}^e \\ 2e_{12}^e \end{Bmatrix} \quad (1)$$

et où $\langle a \rangle_{\pm} = \frac{\langle \gamma_{12}^0 e_{11}^e + e_{22}^e \rangle_{\pm}}{|\gamma_{12}^0 e_{11}^e + e_{22}^e|}$

L'évolution des variables d'endommagement précédentes, d_{22} et d_{12} , est proposée quant à elle à l'aide de l'équation (2) qui introduit les variables thermodynamiques qui leur sont respectivement associées.

$$\begin{cases} Y_{12} = \frac{1}{2} \frac{s_{12}^2 + s_{13}^2}{G_{12}^0 (1 - d_{12})^2} \\ Y_{22} = \frac{1}{2} \frac{\langle s_{22}^2 \rangle_+}{E_{22}^0 (1 - d_{22})^2} \end{cases} \quad (2)$$

et

$$\begin{cases} \underline{Y}_{12}(t) = \sup_{t \leq t} \sqrt{Y_{12}(t) + b Y_{22}(t)} \\ \underline{Y}_{22}(t) = \sup_{t \leq t} \sqrt{Y_{22}(t)} \end{cases}$$

Ces évolutions imposent l'identification de quatre constantes (Y_{12C} , Y_{12O} , Y_{22C} et Y_{22O}) pour décrire les évolutions linéaires de d_{12} et d_{22} par rapport à Y_{12} , et de deux autres (Y_{12R} , Y_{22R}) afin de limiter l'accroissement des fonctions d'endommagement ($\underline{Y}_{12}$, $\underline{Y}_{22}$) au cours du temps. La rupture du stratifié dans la direction longitudinale nécessite la connaissance de la déformation longitudinale à la rupture (ϵ_{11R}) en tension comme en compression.

L'écoulement plastique est pris en compte à l'aide d'un critère de plasticité de type von Mises, de la notion de contraintes effectives et enfin d'une loi d'écrouissage isotrope (équation (3)) ; quatre paramètres sont alors à identifier. Un coefficient (a^2) permet d'assurer le couplage des effets transverses et de cisaillement.

$$f_p(\tilde{s}, R) = \sqrt{\tilde{s}_{12}^2 + a^2 \tilde{s}_{22}^2} - R(p) - R_0 \quad (3)$$

Finalement, l'utilisation de cette loi de comportement requiert l'identification expérimentale de 21 paramètres « matériaux » [2], [4].

Caractérisation expérimentale « quasi-statique » du modèle global

L'identification des paramètres relatifs au modèle global de l'élément fini nécessite une méthodologie expérimentale de caractérisation spécifique ; en effet, il est nécessaire d'exciter divers modes de comportement et de rupture de la couche élémentaire afin d'accéder aux constantes élastiques, plastiques et d'endommagement (dans le cas d'une loi de comportement élasto-plastique endommageable). Cependant, la méthodologie expérimentale adoptée est

simple à mettre en œuvre, de faible coût et est fondée sur de nombreuses études menées à propos des matériaux composites. Elle est constituée de cinq essais de traction/compression sur des stratifiés à orientations spécifiques qui sollicitent, ainsi, les modes de comportement désirés [2], [4], [5], [6] :

- une traction à rupture sur stratifié $[0]_4$,
- une traction cyclique sur stratifié $[\pm 45]_s$,
- une traction cyclique sur stratifié $[\pm 67.5]_s$,
- une traction cyclique sur stratifié $[+45]_4$,
- une compression à rupture sur stratifié $[0]_6$.

Pour chacun des drappages, il est possible de dégager des relations simples à l'aide de certaines hypothèses et en tenant compte de la forte anisotropie du matériau : les contraintes et les déformations locales sont alors exprimées en fonction des données mesurables au cours de l'essai, conduisant ainsi à la détermination des grandeurs comme le montre le tableau ci-dessous.

Traction à rupture $[0]_4$	Traction cyclique $[\pm 45]_s$	Traction cyclique $[+45]_4$	Traction cyclique $[\pm 67.5]_s$	Compression à rupture $[0]_6$
E_{11}^0	G_{12}^0	E_{22}^0	Y_{22R}	E_{11}^{0-C}
γ_{12}^0	Y_{120}	Y_{220}	d_{22max}	?
e_{11-L}^T	Y_{12C}	Y_{22C}	<i>Contrôle</i> (Y_{120}/Y_{12C})	e_{11-L}^C
	Y_{12R}	a^2	<i>Contrôle</i> (Y_{220}/Y_{22C})	
	d_{12max}	b		
	K			
	n			
	R_0			

Tableau 1 : paramètres obtenus en fonction du type de stratifié testé

Certains essais comportent plusieurs charges et décharges (Figure 2) ; ces dernières, dont le nombre n'excède pas six afin de rester dans un domaine où les phénomènes de fatigue oligocyclique demeurent négligeables, sont utilisées pour la caractérisation de l'évolution des dégradations ainsi que l'évolution du domaine plastique.

Figure 2 : mesure de l'endommagement

CADRE EXPERIMENTAL

Les matériaux composites à résine polymérique

Avant de présenter les essais qui ont été retenus pour l'étude, nous proposons une discussion rapide sur les mécanismes physiques de déformation de la résine époxy, et plus généralement des polymères réticulés dont fait partie cette matrice organique. L'objectif n'est pas, bien entendu, d'anticiper la description du comportement propre au composite mais, de nous guider sur le choix des essais et ainsi de les justifier.

Prenons pour exemple un essai de traction sur un stratifié $[\pm 45]_{2S}$ en verre E/époxy à 60% de fibres. Au cours de cet essai, les fibres sont faiblement chargées : l'apparition des déformations permanentes peut donc être imputée à la matrice. En effet, à partir d'une certaine valeur de sollicitation, il se produit des réorientations irréversibles de segments de chaînes et de cristaux [7]. Des dislocations y sont effectivement générées et des rotations importantes des liaisons surviennent. Un accroissement de la sollicitation peut provoquer la destruction de la sous-structure par rupture des liaisons de plus faibles énergies et de nouvelles liaisons peuvent se créer par simple rapprochement d'éléments actifs.

Cependant, tant que la sollicitation demeure inférieure à une certaine valeur, les déformations sont élastiques mais elles mettent en jeu des phénomènes dissipatifs que l'on peut traduire globalement par une viscosité. Elles résultent du mouvement relatif aux segments de chaînes dans lesquels les liaisons ne sont pratiquement pas détruites mais les réarrangements qui interviennent sont des phénomènes thermiquement activés. Le nombre d'atomes par seconde peut donc s'accroître en fonction de la contrainte et de la température ce qui entraîne une relation entre la contrainte et la vitesse de déformation. C'est le phénomène de viscosité qui, en première approximation, peut influencer le comportement du stratifié composite lors d'une sollicitation dynamique.

En se limitant au cas de la viscoélasticité isotherme, la formulation thermodynamique peut autoriser une partition des contraintes (ou déformations suivant le modèle adopté) en une contrainte « élastique » et une contrainte « anélastique » (ou déformation « élastique » et déformation « anélastique »). C'est ce qui est proposé pour la description des solides de Kelvin-Voigt et du corps de Maxwell.

Il est possible, par conséquent, de reproduire primitivement une démarche similaire : la méthodologie de caractérisation quasi-statique constituerait la modélisation théorique de base et l'influence de la vitesse de déformation pourrait être couplée par addition de ses phénomènes intrinsèques. L'étude dynamique porte, ainsi, sur l'évolution du comportement en traction et en compression des stratifiés $[0]_4$, $[\pm 45]_S$, $[\pm 67.5]_S$ et $[\pm 45]_4$ pour différentes vitesses de sollicitation.

Description des moyens expérimentaux

Deux moyens expérimentaux sont généralement utilisés : la machine de traction/compression dynamique (vérin dynamique) et les barres d'Hopkinson. Elles couvrent respectivement des gammes dites de « basses vitesses » et de « hautes vitesses ». Notre choix s'est porté sur une machine de traction/compression dynamique pour deux raisons essentielles : garder une certaine méthodologie de caractérisation et pouvoir réaliser des essais quasi-statiques afin de corroborer les résultats entre les deux campagnes. L'étude dynamique est entreprise sur les cinq types d'essais de la campagne expérimentale statique. Cependant, les tractions ne sont, dans ce cas, que des tractions à rupture puisque, bien évidemment, la rapidité de la

sollicitation ne permet pas d'inclure des cycles de charge/décharge. Pour chaque type d'essai, quatre vitesses de sollicitation sont initialement appliquées : 5 mm/min, 500 mm/min, 0.2 m/s et 4 m/s. À l'aide de la première vitesse de sollicitation, il est possible de vérifier si les constantes élastiques du matériau sont bien identiques à celles issues d'une machine de traction statique ; on s'assure ainsi de la validité du montage expérimental. Les autres vitesses de sollicitation ont été choisies afin couvrir la gamme de vitesse de déformation par pas constant. Cependant, lorsque les informations sont insuffisantes, des vitesses intermédiaires de sollicitation sont appliquées afin d'augmenter l'acuité des résultats. Enfin, pour un type d'essai donné et pour une vitesse de sollicitation, trois essais au minimum ont été réalisés pour obtenir une certaine répétabilité.

Le vérin dynamique est équipé d'une cellule force, d'un capteur laser de déplacement ainsi que d'une centrale d'acquisition rapide couplée à un logiciel de traitement. Les grandeurs mesurables au cours du temps sont par conséquent l'effort appliqué, le déplacement du vérin ainsi que les déformations au niveau des jauges placées sur l'éprouvette.

Géométrie des éprouvettes dynamiques

Le matériau utilisé est un verre E/époxy à 60 % de fibres, dont nous maîtrisons le processus de fabrication. La géométrie des éprouvettes (Tableau 2) a été déterminée en fonction de la capacité du vérin dynamique et de la vitesse de déformation maximale qui pouvait être atteinte (de l'ordre de 150 s^{-1}). En première approximation, la vitesse de déformation est égale à la vitesse appliquée (vitesse du vérin) sur la longueur utile de l'éprouvette (L_u).

(* cf. Figure 3)	Traction				Compression
Stratifié	[0] ₄	[±45] ₅	[±67.5] ₅	[+45] ₄	[0] ₆
Longueur totale (L_t)*	130 mm	130 mm	130 mm	130 mm	120 mm
Longueur utile (L_u)*	30 mm	30 mm	30 mm	30 mm	20 mm
Largeur (l)*	14 mm	14 mm	14 mm	14 mm	8 mm
Epaisseur (e)*	2.6 mm	2.6 mm	2.6 mm	2.6 mm	3.6 mm

Tableau 2 : dimensions des éprouvettes dynamiques

Figure 3 : description d'une éprouvette

OBSERVATIONS EXPERIMENTALES

Traction dynamique sur le stratifié [0]₄

Figure 4 : courbes de traction dynamique $S_{11} = f(e_{11})$ du stratifié [0]₄

L'étude dynamique pour ce type de stratifié a eu un apport bénéfique sur la compréhension du rôle joué par la vitesse de déformation sur le comportement global du matériau [4]. Confortés par l'important pourcentage de fibres (environ les deux-tiers du composite), nous n'espérions entrevoir, effectivement, aucune influence de la vitesse de chargement sur les courbes expérimentales, puisque la viscosité provient essentiellement de la résine. Cette hypothèse s'est avérée correcte jusqu'à la vitesse de sollicitation de 0.2 m/s : malgré une légère augmentation des caractéristiques matérielles, le comportement du stratifié semblait très proche de celui issu du test de traction statique. Puisqu'il ne subsistait pratiquement pas de variation, nous avons décidé de poursuivre les essais mais pour des vitesses intermédiaires afin de vérifier cette observation. Un accroissement significatif de la rigidité du matériau ainsi que du taux de déformation à rupture est alors apparu. Ce phénomène prenait plus d'ampleur au fur et à mesure que la vitesse de sollicitation augmentait (Figure 4). D'autres auteurs ont aussi remarqué ce phénomène dans le sens des fibres [8].

L'explication de ce phénomène semblerait trouver son origine dans le cas particulier de la configuration du test : l'accroissement de la sollicitation provoque, au sein de la résine, la destruction de sous-structures par rupture des liaisons de plus faibles énergies. Cet accroissement est très dépendant de la rapidité d'application des efforts sur l'échantillon. L'onde, qui se propage globalement dans la direction et au sein des fibres, permettrait alors une coalescence plus prompte des micro-défauts situés à l'interface fibres/matrice et générerait localement des micro-décollements autour des fibres (Figure 5). Ces zones fragilisées seraient alors plus propices à l'émergence des caractéristiques comportementales des fibres. C'est aussi l'une des raisons pour laquelle, l'analyse des courbes expérimentales (Figure 4) aboutit à une autre conclusion essentielle : la vitesse de déformation ne semble pas influencer le type de comportement puisqu'il demeure, quelque soit le cas de figure, élastique fragile (comportement des fibres).

Figure 5 : zones fragilisées pour un stratifié $[0]_4$ non-rompu à 3 m/s

Traction sur le stratifié $[\pm 45]_s$

La Figure 6 propose deux conclusions essentielles : tout d'abord, le comportement en cisaillement du matériau est visiblement plus affecté par la vitesse de déformation que le comportement longitudinal : la contrainte à rupture, par exemple, bénéficie d'une croissance d'environ 50 % entre les tractions à 5 mm/min et à 4 m/s. Une évolution similaire est aussi observée pour le module de cisaillement et la contrainte d'écoulement initiale. Ensuite, le comportement initialement élasto-plastique endommageable tend à devenir, sous l'influence de la vitesse de déformation, élastique endommageable : contrairement aux autres constantes, les déformations plastiques apparaissent de moins en moins importantes.

Figure 6 : courbes de traction dynamique $s_{12} = f(2\epsilon_{12})$ du stratifié $[\pm 45]_s$

Rappelons que, pour ce cas de figure, les fibres sont faiblement sollicitées, autorisant ainsi la résine à exprimer plus activement ses caractéristiques comportementales. La relation entre la contrainte et la vitesse de sollicitation pour la matrice devient alors plus accrue et modifie fortement la rigidité du matériau. Cependant, bien que les fibres soient peu chargées, elles n'en possèdent pas moins un rôle dominant au sein du comportement du stratifié. Les dégradations subies par le matériau sont accentuées par l'influence de la vitesse de déformation sur la coalescence des micro-défauts : les décohésions entre les fibres et la matrice sont plus rapides et la rupture de l'ensemble du stratifié devient ainsi plus franche et plus nette. La Figure 7 montre un exemple de cette rupture pour la vitesse de sollicitation à 4 m/s. C'est l'une des raisons pour laquelle le comportement ne demeure pas élasto-plastique endommageable mais tend à devenir élastique endommageable.

Figure 7 : rupture d'une éprouvette de stratifié $[\pm 45]_s$ à 4 m/s

Remarque : les comportements observés pour les essais de traction sur les stratifiés $[\pm 67.5]_s$ et $[+45]_4$ sont comparables à celui précédemment exposé tant dans la direction de cisaillement que dans la direction transversale.

Compression dynamique sur le stratifié $[0]_6$

Tout comme son homologue en traction, ce stratifié est aussi influencé par la vitesse de déformation. La Figure 8 montre effectivement une certaine sensibilité, pour le module de Young notamment. Les déformations à rupture sont, quant à elles, inutilisables : en compression, le mécanisme de déformation principalement observé est le flambement des fibres (Figure 9). Ce phénomène qui semble s'accroître avec la vitesse de sollicitation, impose une destruction du système de mesure : les jauges se décolle rapidement ou alors sont rendues complètement inutilisables.

Figure 8 : courbes de compression dynamique $S_{11} = f(e_{11})$ du stratifié $[0]_4$

Figure 9 : rupture d'une éprouvette de stratifié $[0]_4$ comprimée à 4 m/s

EXPLOITATION DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

Constantes mesurables au cours des essais

La méthodologie de caractérisation expérimentale du modèle global permet d'accéder aux paramètres élastiques, plastiques et d'endommagement. Rappelons que pour ces deux derniers types de paramètres, des cycles sont nécessairement réalisés. Cependant, pour la campagne que nous venons de décrire, les tractions ne sont que des tractions à rupture puisque, bien évidemment, la rapidité de la sollicitation ne permet pas d'inclure des cycles de charge/décharge. Par conséquent, le dépouillement des résultats concerne les constantes élastiques, les déformations et contraintes à rupture.

Evolution des constantes élastiques

L'ensemble des courbes de traction/compression précédentes (Figure 4, Figure 6 et Figure 8) met en évidence l'existence d'un seuil à partir duquel l'effet de la vitesse de déformation devient plus accru. Effectivement, l'évolution des constantes jusqu'à la vitesse moyenne de sollicitation 0.2 m/s est très petite et les valeurs sont très proches des valeurs quasi-statiques. Au-delà de cette vitesse, l'évolution est plus importante (sauf pour le coefficient de Poisson). En conséquence, cette observation semble soutenir l'hypothèse de partition de la contrainte en une contrainte élastique et une contrainte anélastique provenant de l'effet de la viscosité du matériau. D'autres types d'essais [12], [13], réalisés sur un équipement identique mais intégrant une technique « fusible » ont permis d'interrompre les tests avant la rupture totale de l'éprouvette. Les résultats ainsi obtenus pour des matériaux très proches ont aussi démontré le découplage des effets anélastiques par rapport à l'endommagement.

La démarche qui découle de l'hypothèse précédente nous conduit à étudier l'évolution des constantes par rapport à un cas de référence, en l'occurrence le cas quasi-statique. Les constantes à une vitesse de déformation donnée possèderaient une valeur correspondant au cas statique qui serait augmenté d'une valeur induite par la vitesse de déformation :

$$\begin{aligned} X_{\text{courant}} &= X_{\text{référence}} + X_{\text{référence}} f(\dot{\epsilon}_{\text{courant}}, \dot{\epsilon}_{\text{référence}}) \quad \text{avec } X : \text{constante élastique} \\ &= X_{\text{référence}} (1 + f(\dot{\epsilon}_{\text{courant}}, \dot{\epsilon}_{\text{référence}})) \end{aligned} \quad (4)$$

L'ensemble des valeurs est, par la suite, normalisé : les valeurs à une vitesse de déformation donnée sont divisées par leurs valeurs « quasi-statiques ». Puis, elles sont rapportées (sauf pour la vitesse de déformation) afin d'accéder à la fonction décrivant l'évolution (on retranche 1 à chacune de ces valeurs) :

$$X_{\text{normalisé rapporté}} = \frac{X_{\text{courant}}}{X_{\text{référence}}} - 1 = X_{\text{normalisé}} - 1 \quad \text{avec} \quad X_{\text{normalisé}} = \frac{X_{\text{courant}}}{X_{\text{référence}}} \quad (5)$$

Il est alors possible d'obtenir les courbes d'évolution de chacune des constantes élastiques (Figure 10 à Figure 13). Rappelons que ces dernières regroupent l'ensemble des modules élastiques ainsi que la contrainte initiale d'écoulement.

Remarque : le seuil à partir duquel la vitesse de déformation possède une influence est en toute rigueur donné par la vitesse de sollicitation de 0.2 m/s. Cependant, afin d'obtenir une meilleure optimisation de la loi d'évolution, nous avons choisi de prendre le cas quasi-statique pour référence. En effet, le nombre de points (relatifs aux diverses vitesses de sollicitation) est plus important, ce qui augmente la fiabilité de l'optimisation.

Figure 10 : évolution du module de Young longitudinal

Figure 11 : évolution du module de Young transversal

Figure 12 : évolution du module de cisaillement

Figure 13 : évolution du module de la contrainte d'écoulement initiale

Lois d'évolution

Les Figure 10 à Figure 13 mettent enfin en évidence une possible approximation de l'évolution pour chacune des constantes : pour l'ensemble des cas, l'approximation de meilleure qualité semble être une fonction puissance de la vitesse de déformation normalisée :

$$X_{\text{normalisé rapporté}} = D \left(\frac{\dot{\epsilon}_{\text{courant}}}{\dot{\epsilon}_{\text{référence}}} \right)^m \quad (6)$$

L'ensemble des paramètres de cette loi puissance pour chacune des constantes élastiques est confiné dans le tableau suivant :

Essais	Constantes	D (-)	m (-)	$\dot{\epsilon}_{\text{référence}}$ (s ⁻¹)
Traction sur [0] ₄	E_{11}^0	$1.61 \cdot 10^{-3}$	$4.51 \cdot 10^{-1}$	$5.54 \cdot 10^{-4}$
	e_{11-U}^T	$5.62 \cdot 10^{-2}$	$1.83 \cdot 10^{-1}$	$5.54 \cdot 10^{-4}$
Traction sur [± 45] _S	G_{12}^0	$1.81 \cdot 10^{-3}$	$5.48 \cdot 10^{-1}$	$9.08 \cdot 10^{-4}$
	R_0	$1.32 \cdot 10^{-2}$	$5.32 \cdot 10^{-1}$	$9.08 \cdot 10^{-4}$
Traction sur [+45] ₄	G_{12}^0	$1.78 \cdot 10^{-3}$	$5.61 \cdot 10^{-1}$	$1.03 \cdot 10^{-3}$
	E_{22}^0	$3.86 \cdot 10^{-3}$	$5.31 \cdot 10^{-1}$	$1.03 \cdot 10^{-3}$
	R_0	$1.20 \cdot 10^{-2}$	$5.23 \cdot 10^{-1}$	$1.03 \cdot 10^{-3}$
Traction sur [± 67.5] _S	G_{12}^0	$1.44 \cdot 10^{-3}$	$5.80 \cdot 10^{-1}$	$1.22 \cdot 10^{-3}$
	E_{22}^0	$3.20 \cdot 10^{-3}$	$4.99 \cdot 10^{-1}$	$1.22 \cdot 10^{-3}$
	R_0	$1.12 \cdot 10^{-3}$	$5.25 \cdot 10^{-1}$	$1.22 \cdot 10^{-3}$
Compression sur [0] ₆	E_{11}^{0-C}	$1.42 \cdot 10^{-3}$	$4.62 \cdot 10^{-1}$	$5.25 \cdot 10^{-4}$
	e_{11-U}^C	-	-	-

Tableau 3 : résumé des coefficients de lois d'évolution pour les essais dynamiques

Synthèse

Les diverses observations consécutives à la campagne expérimentale dynamique, ont abouti à la quantification du rôle de la vitesse de déformation sur le comportement du matériau [4] : globalement, le comportement est en effet « visco » élasto-plastique endommageable puisque seules les constantes élastiques semblent être affectées. La viscoplasticité a été négligée car, comme le montrent les relations comportementales, le domaine élastique prévaut généralement sur le domaine plastique (contrairement aux matériaux métalliques).

Outre l'évolution des constantes élastiques, la Figure 4 et la Figure 6 ont montré qu'il y avait dans la direction des fibres une conservation du type de comportement (c'est-à-dire élastique fragile) tandis que dans les autres directions (dont celle de cisaillement), le comportement tendait à se modifier sous l'influence de la vitesse de déformation ; le domaine plastique se réduit notablement, imposant alors un type de comportement plus « élastique fragile ».

L'ensemble de cette synthèse nous a permis de proposer une approche originale pour l'intégration de la sensibilité à la vitesse de déformation au modèle global tant au niveau expérimental que théorique. Effectivement, en se basant sur le comportement des résines polymères et en se restreignant au cas de la dynamique rapide, il est possible de transposer les conclusions expérimentales relatives aux lois d'évolution, à la loi de comportement de l'élément fini du code de calcul explicite. L'évolution des constantes élastiques de la loi de comportement élastique endommageable issue de l'équation (1) est modifiée par l'introduction des fonctions F_{ij} de viscosité :

$$C_{11} = C_{11}^0(1 + F_{11}(\dot{\epsilon})) \quad ; \quad C_{22} = C_{22}^0(1 + F_{22}(\dot{\epsilon})) \quad ; \quad G_{12} = G_{12}^0(1 + F_{12}(\dot{\epsilon})) \quad (7)$$

En ce qui concerne les variables d'endommagement, les approximations utilisées montrent effectivement que la fonction de viscosité F_{12} régit leur évolution en fonction de la vitesse de déformation :

$$\left\{ \begin{array}{l} d_{12} = \frac{\langle \underline{Y}_{12} - Y_{120} \rangle_+}{Y_{12C}} \quad \text{si } d_{12,22} < 1 \text{ et } \underline{Y}_{22} < Y_{22R} \\ d_{22} = \frac{\langle \underline{Y}_{12} - Y_{220} \rangle_+}{Y_{22C}} \quad \text{et } \underline{Y}_{12} < Y_{12R} \text{ sinon } d_{12,22} = 1 \end{array} \right. \quad (8)$$

$$\text{avec : } \left\{ \begin{array}{l} Y_{12C} = (Y_{12C})^0 \sqrt{1 + F_{12}(\dot{\epsilon})} \\ Y_{120} = (Y_{120})^0 \sqrt{1 + F_{12}(\dot{\epsilon})} \\ Y_{22C} = (Y_{22C})^0 \sqrt{1 + F_{12}(\dot{\epsilon})} \\ Y_{220} = (Y_{220})^0 \sqrt{1 + F_{12}(\dot{\epsilon})} \end{array} \right.$$

Enfin, l'écoulement plastique bénéficie d'une fonction de viscosité propre qui lui est associée :

$$f_p(\tilde{s}, R) = \sqrt{\tilde{s}_{12}^2 + a^2 \tilde{s}_{22}^2} - R(p) - R_0 \quad (9)$$

avec : $R_0 = (R_0)^0 (1 + F_R)$

Les premiers essais numériques de validation « standard », tels ceux des tractions dynamiques sur les stratifiés $[\pm 45]_2$ (Figure 14), démontrent rapidement que l'optimisation de cette loi numérique permet de reproduire de façon très satisfaisante (en regard de la figure 6) le comportement réel du matériau.

Figure 14 : simulation numérique de la traction dynamique pour le stratifié $[\pm 45]_s$

D'autres validations sur des cas de chargement plus complexes comme l'impact ponctuel de plaque en composite [10], [11] confirment que la prise en compte de la vitesse de déformation influence fortement le comportement de la structure. L'ensemble des validations numériques afférentes nous ont permis de démontrer une cohérence certaine dans l'ensemble des développements tant expérimentaux que théoriques [4].

METHODOLOGIE DE CARACTERISATION « VISQUEUSE »

Un point essentiel a été démontré au cours de cet article : la possibilité d'utiliser la méthodologie expérimentale « quasi-statique » du modèle initial (modèle global de l'élément fini) afin d'identifier des lois d'évolutions. Chaque caractéristique élastique possède effectivement une relation avec la vitesse de déformation qui se réitère pour chaque stratifié : la loi d'évolution du module de cisaillement, par exemple, est pratiquement identique pour les essais sur les stratifiés $[\pm 45]_s$, $[\pm 45]_4$ et $[\pm 67.5]_s$ (Tableau 3). Les lois d'évolution ne sont, par conséquent, pas particulières au type d'essai et de stratifié mais générales au matériau lui-même.

En gardant le canevas expérimental de l'identification « quasi-statique » [4], [5], il est désormais possible d'inclure ou non l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement d'un pli élémentaire : en effet, dans l'affirmative, il ne suffit que de conserver les trois premiers stratifiés ($[0]_4$, $[\pm 45]_s$ et $[\pm 45]_4$) préconisés par la méthodologie expérimentale « quasi-statique ».

On détermine ensuite la gamme de vitesse de sollicitation désirée (du quasi-statique à une vitesse de déformation donnée) en incluant cinq vitesses au minimum. En effectuant trois essais reproductifs pour chacune de ces vitesses de sollicitation et par type de stratifié, les lois

d'évolution sont obtenues rapidement et simplement : l'identification de la sensibilité du module de Young longitudinal s'effectue par le biais de l'essai de traction/compression sur le stratifié $[0]_4$, celle du module de cisaillement et de la contrainte d'écoulement initiale par le biais de l'essai de traction sur le stratifié $[\pm 45]_5$ et enfin celle du module de Young transversal par le biais de l'essai de traction sur le stratifié $[+45]_4$.

Les lois retenues, dans le cadre de notre composite verre E/époxy à 60 % de fibres, deviennent alors :

Essais	Constantes	D (-)	m (-)	$\dot{\epsilon}_{\text{référence}}$ (s^{-1})
Traction sur $[0]_4$	E_{11}^0	$1.61 \cdot 10^{-3}$	$4.51 \cdot 10^{-1}$	$5.54 \cdot 10^{-4}$
	e_{11-U}^T	$5.62 \cdot 10^{-2}$	$1.83 \cdot 10^{-1}$	$5.54 \cdot 10^{-4}$
Traction sur $[\pm 45]_5$	G_{12}^0	$1.81 \cdot 10^{-3}$	$5.48 \cdot 10^{-1}$	$9.08 \cdot 10^{-4}$
	R_0	$1.32 \cdot 10^{-2}$	$5.32 \cdot 10^{-1}$	$9.08 \cdot 10^{-4}$
Traction sur $[+45]_4$	E_{22}^0	$3.86 \cdot 10^{-3}$	$5.31 \cdot 10^{-1}$	$1.03 \cdot 10^{-3}$
Compression sur $[0]_6$	E_{11}^{0-C}	$1.42 \cdot 10^{-3}$	$4.62 \cdot 10^{-1}$	$5.25 \cdot 10^{-4}$
	e_{11-U}^C	-	-	-

Tableau 4 : coefficients de lois d'évolution retenues pour les essais dynamiques

Remarque : aux paramètres matériaux (au nombre de 21) de la modélisation globale de l'élément fini, on adjoint alors 15 nouveaux paramètres dédiés à la sensibilité à la vitesse de déformation. Le nombre de paramètres du matériau peut sembler alors conséquent, cependant, il faut noter que leur identification s'effectue très simplement et rapidement puisqu'il n'est nécessaire d'obtenir que les modules élastiques et constantes à rupture ; elle peut être générée par un programme informatique exploitant les données mesurées.

CONCLUSIONS

Au cours de cet article, nous avons abordé essentiellement la sensibilité des matériaux composites unidirectionnels à la vitesse de déformation ainsi qu'une méthodologie adaptée à l'identification de lois d'évolution pour certains paramètres matériaux d'un modèle de comportement d'un pli élémentaire.

Cependant, cette étude expérimentale est jumelée à une approche théorique originale qui a été développée au sein de notre équipe de recherche [4]. Vis-à-vis des observations expérimentales, nous avons intégré à la loi élasto-plastique endommageable de l'élément fini du code de calcul, le concept dit « visqueux ». Des validations élémentaires ainsi que des cas plus complexes, tels des impacts linéiques ou ponctuels sur des plaques à différentes vitesses ont démontré la pertinence de la précédente méthodologie d'identification ainsi que celle des développements théoriques.

Enfin, l'ensemble de cette étude a été transposé aux composites tissés, dont notamment les carbonés/époxy dans le cadre d'un projet européen HICAS (High velocity Impact of Composite Aircraft Structures). Des conclusions similaires ont été mise en évidence tant pour la méthodologie expérimentale de caractérisation proposée que pour le concept théorique visqueux développé [4], [9].

REMERCIEMENTS

Nous tenons à remercier, tout d'abord, Messieurs E. Haug et X. Ni de la société ESI Software ainsi que l'ANRT qui ont permis la réalisation de ces travaux de thèse dans le cadre d'une convention CIFRE. Nous adressons ensuite nos plus vifs remerciements à l'ONERA de Lille, pour nous avoir soutenu et permis de réaliser l'ensemble des essais expérimentaux en collaboration avec un autre doctorant. Enfin, nous remercions le CNRS pour son soutien permanent au laboratoire.

REFERENCES

1. C. GAUTHIER. Contribution à la modélisation du comportement en crash des structures stratifiées métal/composite. Développement d'un élément de coque multi-couches multi-matériaux. Thèse de l'Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis. Valenciennes (France). 1996.
2. D. COUTELLIER, C. GAUTHIER, P. ROZYCKI, Y. RAVALARD. Numerical simulation of the tensile behaviour of multi-layered multi-materials within an explicit software code. European Journal of Mechanical Environmental Engineering. 1998. 43 : 51-60.
3. PAM CRASH™. Solver Notes Manual & Solver Reference Manual. ESI Group Software product company. Rungis (France). 2000.
4. P. ROZYCKI. Contribution au développement de lois de comportement pour matériaux composites soumis à l'impact. Thèse de l'Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis. Valenciennes (France). 2000.
5. P. LADEVEZE. Sur la mécanique de l'endommagement des composites. JNC 5. Ed. Pluralis. Paris. 1986. 667-683.
6. O. ALLIX, P. LADEVEZE, E. LE DANTEC. Modélisation de l'endommagement du pli élémentaire des composites stratifiés. JNC 7. Ed. Pluralis. Lyon. 1990. 715-724.
7. J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE. Mécanique des matériaux solides. Ed Dunos. Paris. 1985. chap. 1 : 26-31, chap. 4 : 145-148.
8. S. BARRE, T. CHOTARD, et al. Comparative study of strain rate effects on mechanical properties of glass fibre-reinforced thermoset matrix composites. Composite Part A. 1996. 27a : 1169-1181.
9. A.F. JOHNSON, A.K. PICKETT and P. ROZYCKI. Computational methods for predicting impact damage in composite structures. Composites Science and Technology. 2001. Vol-61 (15), pp. 2183-2192.
10. P. ROZYCKI, D. COUTELLIER. Sensibilité à la vitesse de déformation des matériaux composites unidirectionnels. Revue Européenne des Eléments Finis. Calculs des structures GIENS'01. Editeurs J.L. Batoz, H. Ben Dhia et P. Chauchot. Editions Hermès – Lavoisier. 2002. Vol-11. n°2-3-4/2002. pp. 263-276.
11. P. ROZYCKI, D. COUTELLIER. Improvement of the simulation tools dedicated to composite structures subjected to crash loads. In Gogu, G., Coutellier, D., Chedmail, P. & Ray, P. (Eds), in Recent advances in Integrated Design and Manufacturing in Mechanical Engineering. Kluwer Academic Publishers. 2003. pp.105-116.
12. M. DELAET. Influence des vitesses de chargement et de la température sur l'endommagement et la résistance des composites croisés verre/époxyde. 1995 Thèse ENSAM Bordeaux

13. S. PARDO Tenue d'assemblages de composites sous sollicitations dynamiques. 2001 Thèse ENSAM Paris