

LOI DE COMPORTEMENT POUR MATERIAUX COMPOSITES THERMODURES ET THERMOPLASTIQUES DANS LE CADRE DE SOLLICITATIONS DE TYPE CRASH

P. ROZYCKI, L. GORNET *Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique – GeM (UMR CNRS 6183), Ecole Centrale de Nantes, 1 rue de la Noë BP 92101, 44 321 Nantes Cedex 3. Téléphone : 02 40 37 68 21, Télécopie : 02 40 37 25 73, Adresse(s) électronique(s) : patrick.rozycki@ec-nantes.fr, laurent.gornet@ec-nantes.fr*

Mots clés : Comportement, Composite, Dynamique rapide, Expérimentation, Simulation.

1. INTRODUCTION

Les matériaux composites sont maintenant utilisés dans de nombreuses structures aéronautiques (pour des parties structurelles critiques ou non), ils sont également omniprésents au sein des bateaux de course (flotteurs, mâts...) et vont être de plus en plus employés dans de nombreux composants de véhicules automobiles. Ces matériaux possèdent de multiples avantages d'un point de vue mécanique : ils ont un faible poids en regard des structures équivalentes en métallique, les chargements qu'ils peuvent subir sont élevés, ils ont un très bon comportement en fatigue (dans le sens des fibres)... Cependant, les contraintes réglementaires liées aux développements des structures requièrent que l'on satisfasse à de nombreuses procédures de certification qui par exemple imposent, en crash et en impact, de maîtriser le comportement de ces matériaux pour une gamme large de vitesses de déformation.

Contrairement aux métalliques, la compréhension et la modélisation du comportement des matériaux composites, quels qu'ils soient, n'est pas facile : ce sont des matériaux par nature non isotropes et qui, à cause de l'assemblage de leurs constituants, induisent une multitude de phénomènes physiques complexes. Il est à noter que, pour les composites stratifiés, les phénomènes physiques se situent non seulement dans les plis mésoscopiques mais aussi aux interfaces entre les plis. Modéliser le comportement de composites en quasi statique ou dynamique, requiert donc de maîtriser *a minima* le comportement macroscopique pour certains composites mais plus généralement le comportement des échelles mésoscopiques et des interfaces entre plis pour les composites stratifiés (que nous ne traiterons pas dans cet article).

En ce qui concerne la quasi-statique, il est possible de trouver dans la littérature de nombreux travaux concernant les composites unidirectionnels ou tissés, à matrice thermodurcissable : (Ladevèze, 1986), (Allix et al., 1987), (Ladevèze, 1988), (Ledantec, 1989), (Allix et al., 1990), (Ladevèze et Ledantec, 1992), (Ladevèze, 1992), (Gornet, 1996), (Ladevèze et al., 1998), (Hochard et al., 2001), (Johnson et al., 2001), (Hochard et al., 2005). Ces lois intègrent des endommagements principalement en cisaillement et transverse et gèrent les déformations inélastiques pour ces deux directions. Pour ces mêmes matériaux composites, on peut trouver principalement dans (Rozycki, 2000), (Rozycki et Coutellier, 2002), (Coutellier et Rozycki, 2004) une prise en compte de la vitesse de déformation pour les unidirectionnels et dans (Marguet et al., 2007), (Marguet, 2007) une prise en compte cette fois-ci pour des composites tissés à matrice thermodurcissable.

On constate qu'il existe différents modèles adaptés principalement à un composite en particulier et qui pour l'instant sont très peu éprouvés pour les composites à matrice thermoplastique. En regard de notre expérience au cours de divers travaux menés à propos de composites unidirectionnels, tissés, 3D,... à matrice thermodure ou thermoplastique et des demandes de partenaires industriels, il nous est apparu intéressant de savoir s'il n'était pas possible d'unifier ces lois pour ne proposer qu'un modèle unique quel que soit le matériau composite considéré. C'est ce que nous souhaitons présenter

dans ce papier : une écriture unique qui prend en compte des endommagements et des déformations inélastiques, quelle que soit la direction du matériau et qui, pour répondre aux exigences du domaine de la dynamique rapide, intègre les effets de la vitesse de déformation sur le comportement. Pour cela, nous proposons dans un premier temps de discuter de la caractérisation et des observations expérimentales. Ensuite, nous présenterons la modélisation théorique unifiée retenue. Nous poursuivrons par quelques exemples de validations élémentaires et nous terminerons par les perspectives actuelles à ces travaux.

2. CARACTERISATIONS ET OBSERVATIONS EXPERIMENTALES

2.1 Caractérisation quasi-statique

L'objectif de la caractérisation expérimentale en quasi-statique doit être la mise en avant du comportement orthotrope du pli élémentaire. Les dimensions des éprouvettes doivent suivre les normes concernant les essais mécaniques sur matériaux composites préconisées par la littérature (ASTM D3039, D5083, D5766, EN 2561, EN 2597, EN 6035, ISO 527-4, ISO 527-5 et AITM 1-0007). Enfin, pour le dépouillement des résultats expérimentaux, on rappelle que dans le cadre de la théorie des stratifiés, à l'échelle mésoscopique les plis sont supposés présenter un comportement isotrope transverse et travailler en contraintes planes. Pour les stratifiés unidirectionnels, les campagnes d'essais réalisées par (Poss, 1982), (Remond, 1984), (Gilleta, 1985) puis par (Ledantec, 1989), (Ladevèze et Ledantec, 1992) préconisent l'utilisation de quatre empilements :

- Empilement de couches à 0° : $[0]_8$,
- Empilement alternatif de couches à $+45^\circ$ et -45° symétrique : $[\pm 45]_{2S}$,
- Empilement de couches à $+45^\circ$: $[+45]_8$,
- Empilement alternatif de couches à $+67.5^\circ$ et -67.5° symétrique : $[\pm 67.5]_{2S}$,

L'empilement à 0° permet de caractériser le comportement longitudinal du pli élémentaire et celui à $\pm 45^\circ$, le comportement en cisaillement plan. Pour le comportement transverse, le choix aurait pu se porter sur un empilement de 90° . Cependant, le comportement pour cette stratification est très fragile et donc ne permet pas, lors de l'expérimentation, de pouvoir être exploité correctement. On lui préfère donc l'empilement à $+45^\circ$ dans un premier temps (pour identifier le comportement transverse) et l'empilement à $\pm 67.5^\circ$ qui permet d'avoir un couplage plus fin entre les effets transverses et de cisaillement. Pour les stratifiés tissés (Hochard et al., 2001), (Johnson et al., 2001), il faut réaliser des empilements dans le sens chaîne (longitudinal), trame (transverse) et de biais (cisaillement). Dans le cas de composites équilibrés, les sens chaînes et trames étant équivalents, une seule configuration suffit.

En résumé, la caractérisation d'un composite « quelconque » nécessite au minimum 3 essais (longitudinal, transverse et en cisaillement) mais requerrait 2 essais supplémentaires pour identifier les couplages qu'il peut y avoir entre les directions longitudinales et de cisaillement et les directions transversales et de cisaillement (angles de 22.5° et 67.5°).

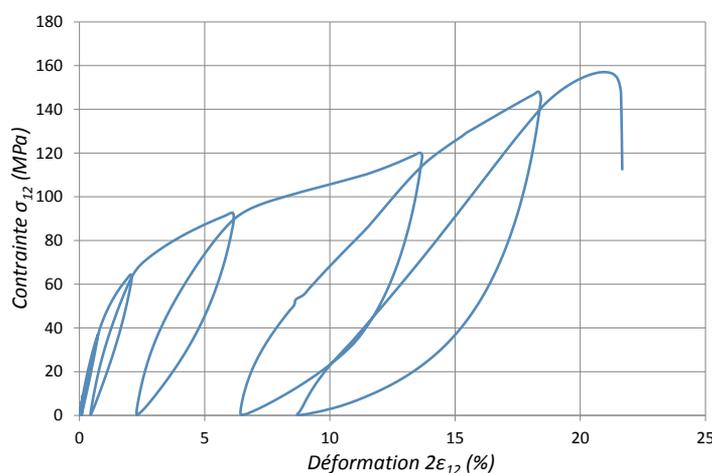


Figure 1. Résultats moyens en traction pour un stratifié tissé verre/époxy à 45°

Afin de montrer la diversité des comportements et phénomènes que nous pouvons observer et qui sont à prendre en compte pour la modélisation, nous proposons ici quelques résultats pour différents matériaux. Le premier concerne un stratifié verre/époxy testé en cisaillement tel que sur la figure (1); on constate que le comportement de ce composite est empreint de fortes déformations inélastiques ainsi que d'une certaine dégradation de son module de cisaillement au cours de la sollicitation. Le second présenté sur la figure (2) montre un comportement quasi élastique fragile pour un composite unidirectionnel verre/époxy à 60 % de fibres dans le sens des fibres tant en traction qu'en compression. Or dans le cas d'un composite interlock 2.5D, pour cette même direction longitudinale, on constate sur la figure (3), que des déformations inélastiques apparaissent et ne peuvent plus être négligées.

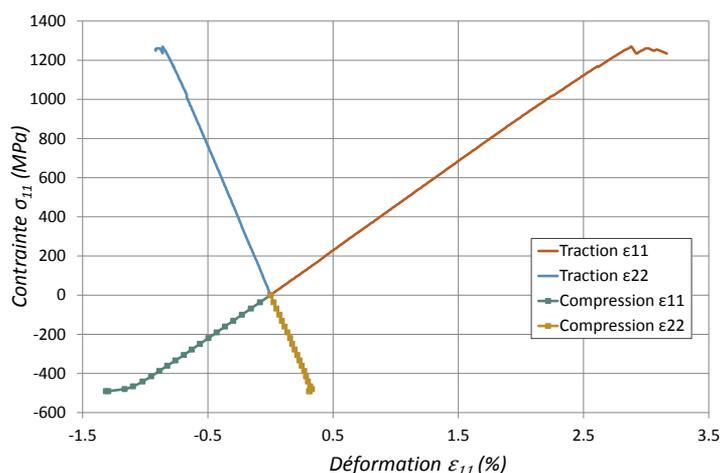


Figure 2. Résultats moyens en traction pour un stratifié unidirectionnel verre/époxy à 0°

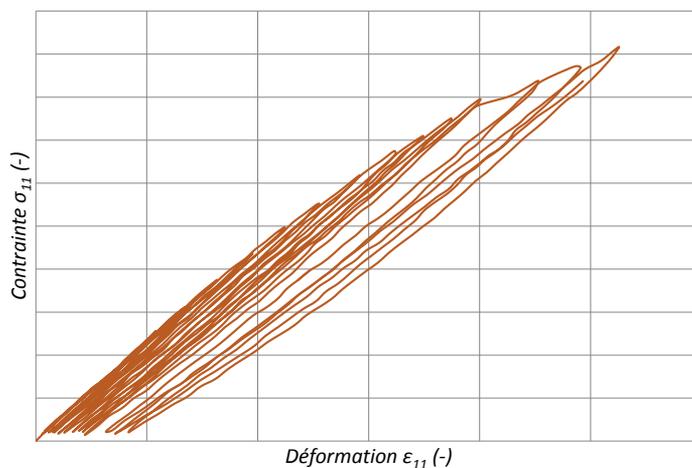


Figure 3. Résultats moyens en traction sens chaîne pour l'interlock

Au travers de ces quelques exemples de comportement, on constate qu'un matériau composite subit des dégradations qui sont de nature différente en fonction de sa composition et de sa sollicitation mais qui, d'un point de vue plus général, peuvent être prises en compte de façon identique au sein d'une loi de comportement.

2.2 Caractérisation dynamique

Bon nombre de matériaux sont sensibles à la vitesse de déformation et la résine époxy, par exemple, en fait partie : dans les travaux de (Gilat et al., 2002), des essais sur barres d'Hopkinson (figure (4)) ont mis en évidence une forte évolution des caractéristiques en fonction de la vitesse de déformation. Puisque la résine époxy est l'un des constituants principal des composites, on peut donc imaginer que ces derniers soient, eux aussi, sensibles à la vitesse de déformation. C'est ce que l'on peut constater pour les composites unidirectionnels (figure (5)) et tissés (figure (6)) : La vitesse de

déformation influe fortement sur les modules d'élasticité, les contraintes d'écoulement initiale et les déformations et contraintes à rupture. Il est donc impératif de pouvoir décrire ce phénomène au sein de la loi de comportement.

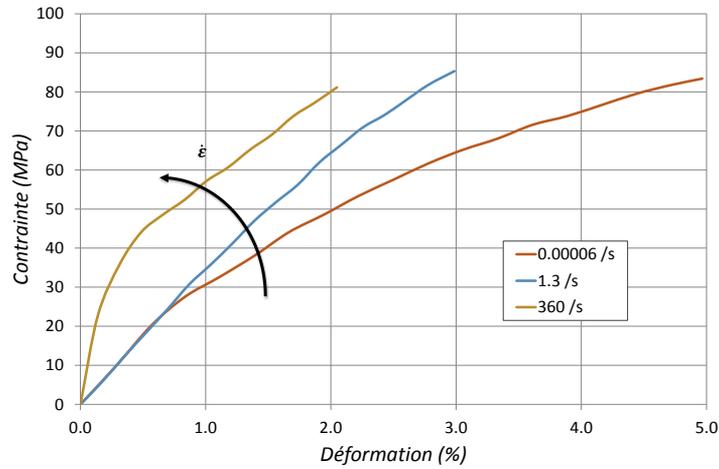


Figure 4. Sensibilité à la vitesse de déformation d'une résine époxy (Gilat et al., 2002)

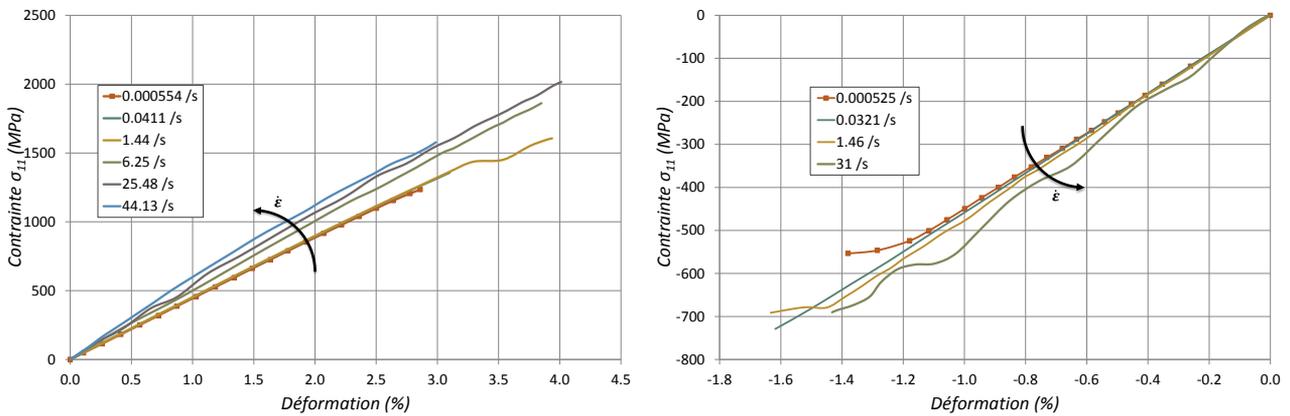


Figure 5. Résultats moyens en traction et compression dynamique pour un stratifié UD verre/époxy

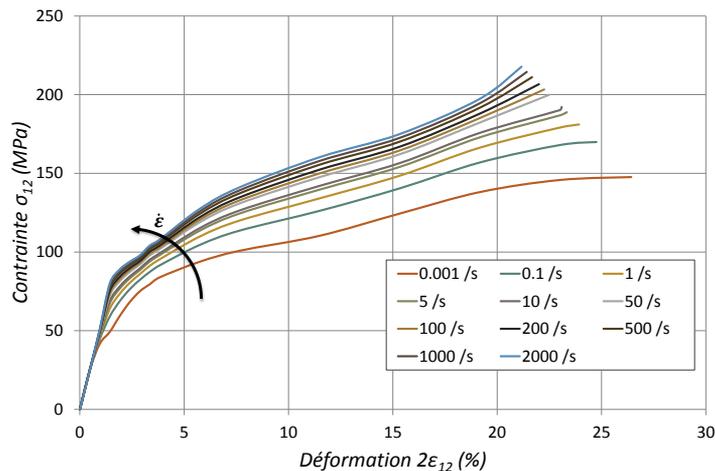


Figure 6. Résultats moyens en traction dynamique pour un stratifié tissé verre/époxy

3. LOI DE COMPORTEMENT UNIFIEE POUR MATERIAUX COMPOSITES

On se place dans le cadre thermodynamique des processus irréversibles (Chaboche et al, 2009). On choisit la densité volumique d'énergie libre d'Helmholtz $\rho\psi$ comme potentiel thermodynamique :

$$\rho\psi(\boldsymbol{\varepsilon}^e, d_i, p, \beta_i) \quad (1)$$

Le choix de ce potentiel n'est pas identique à ce qui est proposé dans la plupart des travaux de la littérature qui utilisent le potentiel de Gibbs (Allix et al., 1990), (Ladevèze et Ledantec, 1992), (Hochard et al., 2001), (Johnson et al., 2001). Pour une formulation adaptée aux algorithmes des codes de calcul en dynamique explicite, il est préférable d'utiliser le potentiel basé sur le tenseur des déformations comme dans (Linhone, 1995) et (Gornet, 1996). Ainsi les forces thermodynamiques associées s'exprimeront en fonction de la déformation et seront indépendantes de l'endommagement (Chaboche, 1994).

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}}{1 - d_{ij}} \quad (2)$$

Grâce à la notion de contraintes effectives (2) et en utilisant le principe d'équivalence en déformation (Chaboche et al., 2009), nous proposons d'introduire cinq variables scalaires d'endommagement qui agiront sur les composantes diagonales de la matrice de rigidité (C). Leurs évolutions et leurs « existences » seront différentes en traction et compression afin de satisfaire aux observations expérimentales.

$$C_{ij} = C_{ij}^0(1 - d_{ij}) \text{ pour } i, j \in [1,3] \text{ sauf } i = j = 3 \quad (3)$$

L'expression de l'énergie de déformation élastique du matériau endommagé s'écrit alors :

$$W_e^d = \frac{1}{2} (C_{11}^0(1 - d_{11})(\varepsilon_{11}^e)^2 + C_{22}^0(1 - d_{22})(\varepsilon_{22}^e)^2 + 2\nu_{21}^0 C_{11}^0 \varepsilon_{11}^e \varepsilon_{22}^e + C_{12}^0(1 - d_{12})(2\varepsilon_{12}^e)^2 + C_{13}^0(1 - d_{13})(2\varepsilon_{13}^e)^2 + C_{23}^0(1 - d_{23})(2\varepsilon_{23}^e)^2) \quad (4)$$

La loi de comportement qui s'en déduit, est :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & \nu_{21}^0 C_{11}^0 \\ \nu_{12}^0 C_{22}^0 & C_{22} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11}^e \\ \varepsilon_{22}^e \end{Bmatrix} \text{ et } \sigma_{ij} = C_{ij} 2\varepsilon_{ij}^e \text{ pour } i \neq j \quad (5)$$

L'expression des variables thermodynamiques associées aux cinq variables scalaires d'endommagement est quant à elle :

$$Y_{11} = \frac{1}{2} C_{11}^0 (\varepsilon_{11}^e)^2 ; Y_{22} = \frac{1}{2} C_{22}^0 (\varepsilon_{22}^e)^2 ; Y_{ij} = \frac{1}{2} C_{ij}^0 (2\varepsilon_{ij}^e)^2 \text{ pour } i \neq j \quad (6)$$

Pour une grande majorité de matériaux composites (stratifiés), les comportements en cisaillement dans le plan (12) induisent des déformations beaucoup plus grandes que dans les cas longitudinaux et transversaux, du fait de l'épaisseur du pli élémentaire. On peut par conséquent prendre comme norme, une forme telle que :

$$\bar{Y}_{12}^2 = Y_{12} + \frac{G_{13}^0}{G_{12}^0} Y_{13} + \frac{G_{23}^0}{G_{12}^0} Y_{23} + \frac{E_{22}^0}{G_{12}^0} Y_{22} + \frac{E_{11}^0}{G_{12}^0} Y_{11} \quad (7)$$

Les évolutions des endommagements sont prises sous leurs formes intégrées (8). Cela a pour conséquence de rendre le modèle non standard, il est donc nécessaire de contrôler la positivité du potentiel de dissipation.

$$d_{ii} = \frac{E_{ii}^0}{G_{12}^0} f_D(\bar{Y}_{12}) = b_{ii} f_D(\bar{Y}_{12}) ; d_{ij} = \frac{G_{ij}^0}{G_{12}^0} f_D(\bar{Y}_{12}) = b_{ij} f_D(\bar{Y}_{12}) \text{ avec } \bar{Y}_{12}(t) = \sup_{\tau \leq t} (\bar{Y}_{12}(\tau)) \quad (8)$$

Enfin, l'évolution des variables d'endommagement (8) par rapport à la fonction du domaine de non-endommagement s'effectue par le biais d'une loi adaptée (linéaire, logarithmique comme la relation (9) par exemple, puissance, polynomiale...) qui satisfait les observations expérimentales. Les constantes de ces lois sont alors des constantes matérielles.

$$d_{ij} = \sum_{k=1}^n \alpha_{ij}^k (\bar{Y}_{ij} - Y_{ij}^0)^k \quad (9)$$

A la description précédente, on peut aussi introduire des fonctions \bar{Y}_{ij} pour $ij \neq 12$ afin de mieux contrôler l'évolution des endommagements autre que celui de cisaillement. En effet, expérimentalement, on observe que le taux critique en cisaillement peut s'avérer être insuffisant à la description de l'endommagement longitudinal ou transversal maximal atteint au sein du matériau. Pour ces dernières on peut prendre une forme identique à (7) :

$$\bar{Y}_{ij}(t) = \sup_{\tau \leq t} \left(\sqrt{Y_{ij}(\tau)} \right) \text{ pour } ij \neq 12 \quad (10)$$

Les évolutions des endommagements se feront alors telles que :

$$d_{ij} = b_{ij} f_D(\bar{Y}_{ij}) \text{ pour } d_{ij} \leq 1 \text{ et } \bar{Y}_{ij} \leq Y_{ij}^{rupt} \text{ (avec } b_{12} = 1) \quad (11)$$

En ce qui concerne le couplage de la plasticité avec l'endommagement, celui-ci s'effectue à l'aide des contraintes et déformations effectives (2). Dans le critère de plasticité, les contraintes sont alors remplacées par les contraintes effectives et la forme du critère de plasticité devient :

$$f_P(\tilde{\sigma}, R) = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}^2 + a_{11}^2 \tilde{\sigma}_{11}^2 + a_{22}^2 \tilde{\sigma}_{22}^2 + a_{13}^2 \tilde{\sigma}_{13}^2 + a_{23}^2 \tilde{\sigma}_{23}^2} - R(p) - R_0 \quad (12)$$

Les facteurs a_{ij}^2 introduits dans l'expression du critère de plasticité jouent le rôle de coefficients de pondération puisqu'ils permettent de mesurer l'importance de la contrainte de cisaillement dans le plan (12) par rapport aux autres contraintes et principalement celles longitudinales et transverses. Enfin l'expression de la fonction seuil $R(p)$ est choisie sous une forme puissance :

$$R(p) = \beta p^m \quad (13)$$

On peut noter que, comme pour l'évolution des endommagements (8) et (9), la loi choisie peut être différente d'une loi puissance si cette dernière ne permet pas de reproduire les observations expérimentales. D'un point de vue pratique, une forme générale de type loi polynomiale d'ordre $n \geq 1$ de constantes matérielles β_k , permet de satisfaire un grand nombre de cas :

$$R(p) = \sum_{k=0}^n \beta_k p^k \quad (14)$$

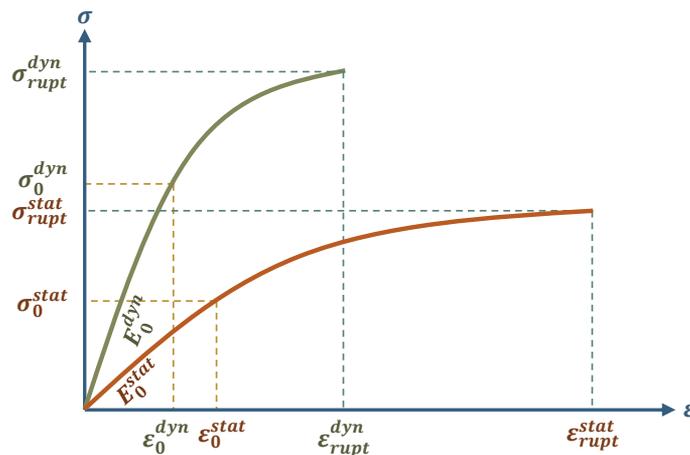


Figure 7. Exemple général de comportement en statique et dynamique

D'après les essais expérimentaux dynamiques, les effets de la vitesse de déformation sur le comportement d'un matériau composite (comme sur les figures (5) et (6)) se traduisent par un accroissement non négligeable des modules élastiques, de la contrainte d'écoulement initiale et des contraintes et déformations à rupture, comme on peut le schématiser sur la figure (7). Il est aussi possible d'affirmer que les effets de la vitesse de déformation se répercutent sur les déformations inélastiques et les endommagements subis par le matériau, même s'il est actuellement très difficile

de le démontrer expérimentalement (nous avons menés cependant quelques tentatives à propos d'essais dits « arrêtés » qui tendent néanmoins à conforter cette hypothèse). Pour les quelques raisons citées précédemment, l'une des voies de modélisation choisie est basée sur la définition proposée par (Chaboche et al, 2009) en ce qui concerne les fluides visqueux. La « pseudo-viscoélasticité » de la matrice (et en l'occurrence du composite) est prise en compte à l'aide d'une contrainte visqueuse qui vient s'ajouter à la contrainte élastique (modèle de solide de Kelvin-Voigt) :

$$\sigma = \sigma^e + \sigma^v \quad (15)$$

En l'appliquant au cas unidimensionnel et sachant que les temps lors des sollicitations dynamiques (crash, impact, etc.) sont extrêmement faibles, il est possible de montrer, après un développement au premier ordre, que la contrainte se met sous la forme suivante :

$$\sigma_{11} \overset{o(1)}{\approx} C_{11}^0 \bar{\varepsilon}_{11}^e (1 + F_{11}) \quad (16)$$

L'équation (16) permet de considérer une évolution du module élastique à l'aide d'une fonction F_{11} qui, dans notre cadre d'étude, dépendra de la vitesse de déformation. Si l'on applique ce schéma à chacune des directions du tenseur des contraintes (Rozycki, 2000), (Rozycki et Coutellier, 2002), (Coutellier et Rozycki, 2004), (Marguet et al., 2007), (Marguet, 2007), on détermine ainsi toutes les fonctions de viscosité F_{ij} décrivant l'évolution des modules d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation. La relation élastique s'écrit synthétiquement :

$$(\sigma) = (C_0)[(I) + (F(\dot{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}_0))](\varepsilon^e) = (\Lambda_0(\dot{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}_0))(\varepsilon^e) \Leftrightarrow \Lambda_{ij}^0 = C_{ij}^0 (1 + F_{ij}(\dot{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}_0)) \quad (17)$$

Il est bien évident que les fonctions de viscosité F_{ij} sont dépendantes de la vitesse de déformation courante ($\dot{\varepsilon}$) mais aussi d'une vitesse de déformation « seuil » ($\dot{\varepsilon}_0$) à partir de laquelle la vitesse de déformation a une influence sur le comportement ; autrement dit tant que le seuil n'est pas dépassé, les constantes élastiques sont celles correspondant au cas statique :

$$F_{ij}(\dot{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}_0) = 0 \text{ si } \dot{\varepsilon} \leq \dot{\varepsilon}_0 \quad (18)$$

Nous n'avons pour l'instant qu'une modélisation élastique du comportement dépendante de la vitesse de déformation ; il faut désormais y adjoindre les endommagements et la plasticité. Expérimentalement, la grande difficulté des essais dynamiques est qu'ils ne permettent d'avoir accès à l'évolution des endommagements par cyclage, et ceci principalement à cause de la rapidité des sollicitations. Cependant, les essais « à rupture » nous offrent un accès à des informations importantes au niveau des domaines d'élasticité (donc des domaines de non-endommagement et de non-plasticité) ainsi qu'au niveau de la rupture (autrement dit des taux d'énergie nécessaires pour rompre le composite). Phénoménologiquement, l'état du matériau peut être toujours déterminé à partir de son état dans la configuration statique (figure (7)). On peut donc supposer que cet état pour une vitesse de déformation donnée correspond à l'état quasi-statique d'un autre matériau composite dont les caractéristiques matérielles sont différentes. Cela nous permet d'extraire une relation entre les fonctions de viscosité. Le domaine de non-endommagement est défini par les seuils de non-endommagement (Y_{ij}^0) de la relation (9). Les endommagements étant nuls, nous pouvons proposer que l'évolution de ces seuils se fasse de la manière suivante :

$$Y_{ij}^{0,dyn} = \frac{1 + F_{ij}^{\sigma}(\dot{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}_0)}{\sqrt{1 + F_{ij}(\dot{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}_0)}} Y_{12}^{0,stat} \quad (19)$$

Puisque les modules élastiques, les contraintes d'écoulement initial et les seuils de non-endommagement n'évoluent que de façon croissante avec la vitesse de déformation, nous postulons, raisonnablement, une progression de l'endommagement plus rapide que dans le cas statique. Ainsi, les coefficients α_{ij}^k dans le cas de la relation (9) seront imposés à évoluer sous la même forme que les seuils de non-endommagement :

$$\alpha_{ij}^{dyn} = \frac{1 + F_{ij}^{\sigma}(\dot{\epsilon}, \dot{\epsilon}_0)}{\sqrt{1 + F_{ij}(\dot{\epsilon}, \dot{\epsilon}_0)}} \alpha_{ij}^{stat} \quad (20)$$

Enfin pour terminer, les taux de restitution critique Y_{ij}^{rupt} peuvent aussi évoluer (ou non) en regard des observations expérimentales sous une forme identique :

$$Y_{ij}^{rupt,dyn} = Y_{ij}^{rupt,stat} \frac{1 + F_{ij}^{\sigma}(\dot{\epsilon}, \dot{\epsilon}_0)}{\sqrt{1 + F_{ij}(\dot{\epsilon}, \dot{\epsilon}_0)}} \text{ ou } Y_{ij}^{rupt,dyn} = Y_{ij}^{rupt,stat} \quad (21)$$

Enfin, expérimentalement, on constate que la contrainte d'écoulement initiale varie aussi en fonction de la vitesse de déformation. Que ce soit en cisaillement ou dans les autres directions, on retrouve une forme similaire aux précédentes, à savoir :

$$\sigma_{ij}^{dyn} = \sigma_{ij}^{stat} \left(1 + F_{ij}^{\sigma}(\dot{\epsilon}, \dot{\epsilon}_0)\right) \text{ et } R_0^{dyn} = R_0^{stat} \left(1 + F_R(\dot{\epsilon}, \dot{\epsilon}_0)\right) \text{ avec } F_R = F_{12}^{\sigma} \quad (22)$$

4. VALIDATIONS NUMERIQUES ELEMENTAIRES

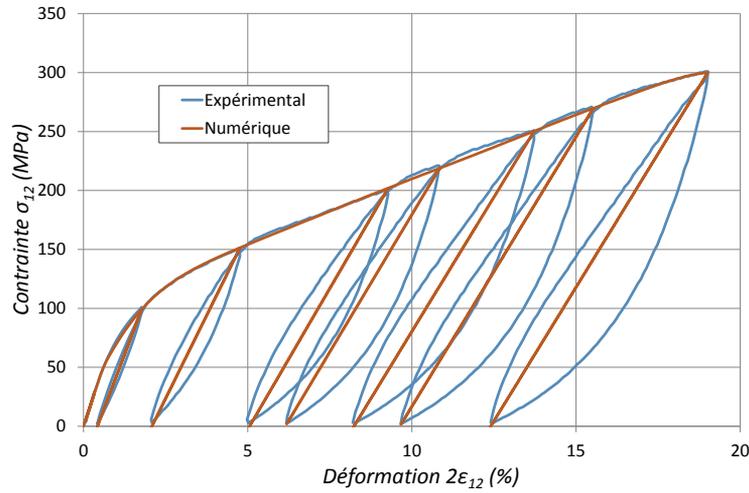


Figure 8. Comparaison expérimental/numérique pour un thermoplastique tissé carbone/PA66

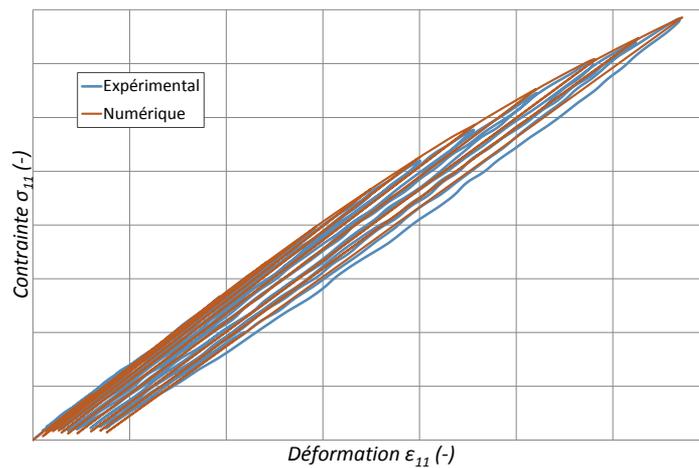


Figure 9. Comparaison expérimental/numérique pour un composite interlock sans le sens chaîne

Afin de montrer les différentes possibilités qu'offre la loi de comportement, nous proposons dans un premier temps une simulation numérique du comportement en cisaillement d'un carbone/PA66 sur la figure (8). L'évolution de l'endommagement de cisaillement en fonction de la variable thermodynamique associée a été prise sous forme d'un polynôme de degré 8. Il en va de même pour

l'évolution de la fonction d'écrouissage $R(p)$ en fonction de la déformation plastique cumulée. On constate une bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques. Sur la figure (9), on constate aussi que la prise en compte des déformations plastiques dans le sens chaîne pour un composite interlock est correctement modélisée. Enfin, nous présentons des simulations numériques à différentes vitesses de déformation en ce qui concerne un composite unidirectionnel verre/époxy sur la figure (10). Les résultats permettent de représenter correctement la sensibilité à la vitesse de déformation.

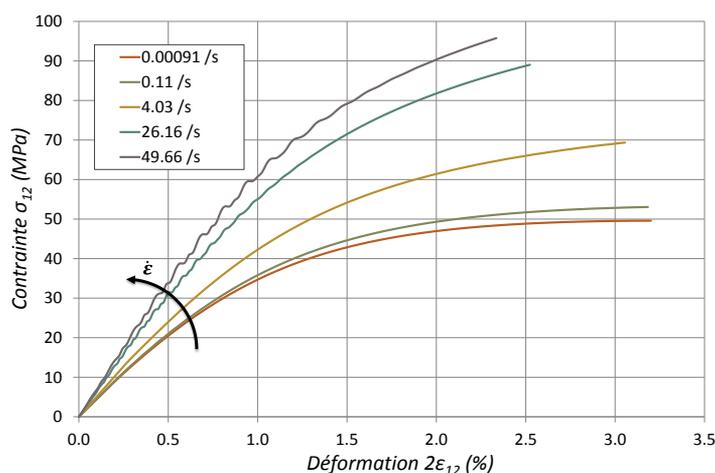


Figure 10. Simulations numériques à différentes vitesses pour un composite UD verre/époxy

5. CONCLUSION ET PERSPECTIVES

Plutôt que d'écrire une loi de comportement adaptée à un type de matériaux composites stratifiés (unidirectionnel, tissé,...), nous avons proposé, dans ce papier, une loi de comportement « unifiée ». En effet, même si les mécanismes de dégradations, les phénomènes physiques et leur évolution au cours du temps... sont propres, non seulement à l'architecture des fibres et à leur nature, mais aussi à la matrice, il n'en demeure pas moins qu'il est toujours possible d'avoir des variables communes de modèles pour la loi. Seule leur signification physique diffèrera. La richesse de la loi se situe sur la multitude des comportements pris en compte : la loi permet de décrire l'évolution des déformations élastiques et irréversibles mais aussi l'évolution des endommagements (du fragile via les fonctions Heaviside à des évolutions plus complexes) ainsi que la sensibilité à la vitesse de déformation. Dans ce dernier cas, nous avons basé nos travaux sur le fait que le comportement d'un stratifié à une vitesse de déformation donnée pouvait toujours être déduit de son comportement en quasi-statique (autrement dit pour une vitesse de déformation seuil en dessous de laquelle il n'y avait pas de modification notable du comportement). Pour cela, nous avons proposé de faire évoluer les modules d'élasticité, les constantes d'évolution des endommagements et la contrainte d'écoulement initial en fonction de la vitesse de déformation en utilisant des régressions adéquates.

Bien que nous n'ayons exposé la procédure expérimentale de caractérisation, il est important de souligner que celle-ci ne dépend que peu de l'utilisateur. C'est un point clé de ce modèle aussi qui a pour but d'être « accessible » et « utilisable » par nos partenaires industriels. Il est aussi possible pour réduire les dispersions sur le canevas expérimental de mettre en place un algorithme d'optimisation (génétique) des paramètres.

Les perspectives de nos travaux, se situent dorénavant sur la prise en compte des effets de température ainsi que de l'hygrométrie pour compléter la description du comportement de composites thermoplastiques destinés à être utilisés dans le domaine automobile. Parallèlement, nous allons aussi proposer une modélisation plus fine en ce qui concerne la réorientation des fibres pour ces composites : les niveaux de déformation sont beaucoup plus importants que pour les composites à matrice thermodure et cette réorientation perturbe l'identification de la perte de rigidité. Enfin, d'autres travaux sont en cours pour poursuivre les développements à propos de la loi unifiée dans le cas tridimensionnel.

REFERENCES

- Allix O, Ladevèze P, Le Dantec E, Vittecoq E., "Damage mechanics for composite laminates under complex loading", *IUTAM/ICM Symposium on Yielding, Damage and Failure of Anisotropic Solids*, Grenoble, (1987), pp.551-569.
- Allix O, Ladevèze P, Ledantec E, "Modélisation de l'endommagement du pli élémentaire des composites stratifiés", *Journées Nationales sur les Composites - JNC 7*, Lyon, (1990), pp.715-724.
- Chaboche JL, Lemaître J, Benalla A, Desmorat R, "Mécanique des matériaux solides", Dunod, (2009).
- Chaboche JL, "Mécanique de l'endommagement, anisotropie et désactivation du dommage", *7e colloque annuel Mecamat*, Poitiers, (1994).
- Coutellier D, Rozycki P., "Mise en évidence de la sensibilité à la vitesse de déformation des composites unidirectionnels verre époxy. Proposition d'un modèle numérique", *Revue des composites et des matériaux avancés*, **14**, 1, (2004), pp. 31-50.
- Gilat A, Goldberg RK, Roberts GD, "Experimental study of strain-rate-dependent behavior of carbon/epoxy composite", *Composites Science and Technology*, **62**, 10-11, (2002), pp. 1469-1476.
- Gilletta de Saint Joseph D., "Composites 2D : modélisation mécanique et identification de la couche élémentaire", *Thèse de Doctorat*, Université de Pierre et Marie Curie, (1985).
- Gornet L. "Simulation des endommagements et de la rupture dans les composites stratifiés", *Thèse de doctorat*, École Normale Supérieure de Cachan, (1996).
- Hochard C., Aubourg P.A, Charles J.P., "Modelling of the mechanical behaviour of woven-fabric CFRP laminates up to failure", *Composites Science and Technology*, **61**, 2, (2001), pp. 221-230.
- Hochard C., Payan J., "Design and computation of laminated composite structures", *Composites Science and Technology*, **65**, 3-4, (2005), pp. 467-474.
- Johnson AF, Pickett AK, Rozycki P, "Computational methods for predicting impact damage in composite structures". *Composites Science and Technology*. **61**, 16, (2001), pp. 2183-2192.
- Ladevèze P, "Sur la mécanique de l'endommagement des composites", *Journées Nationales sur les Composites - JNC 5*, Paris, (1986), pp.667-683.
- Ladevèze P, "Sur la modélisation et le calcul des structures composites", *Journées Nationales sur les Composites - JNC 6*, Paris, (1988), pp.679-712.
- Ladevèze P, Ledantec E. "Damage modelling of the elementary ply for laminated composites", *Composites Sciences and Technology*, **43**, (1992), pp. 257-267.
- Ladevèze P, "Towards a fracture theory", *Third International Conference on Computational Plasticity*, (1992), pp.1369-1400.
- Ladevèze P, Allix O, Gornet L, Levêque D, Perret L, "A computational damage mechanics approach for laminates: Identification and comparison with experimental results", *Studies in Applied Mechanics*, **46**, (1998), pp. 481-500.
- Ledantec E, "Contribution à la modélisation du comportement mécanique des composites stratifiés", *Thèse de Doctorat*, Université de Pierre et Marie Curie, (1989).
- composites et des matériaux avancés, **14**, 1, (2004), pp. 31-50.
- Linhone C, "Un modèle de comportement elastoplastique endommageable pour les structures en composites stratifiés", *Thèse de Doctorat*. Université de Pierre et Marie Curie, Paris 6; (1995).
- Marguet S, Rozycki P, Gornet L, "A rate dependent constitutive model for carbon-fiber reinforced plastic woven fabrics", *Journal Mechanics of Advanced Materials and Structures*. **14**, 8, (2007) pp. 619-631.
- Marguet S, "Contribution à la modélisation du comportement mécanique des structures sandwichs soumises à l'impact", *Thèse de Doctorat*, Ecole Centrale de Nantes, (2007).
- Poss M., "Endommagement et rupture des matériaux composites carbone-carbone", *Thèse de Doctorat*, Université de Pierre et Marie Curie, (1982).
- Remond Y., "Sur la reconstitution du comportement mécanique d'un matériau composite 3D à partir de ses constituants", *Thèse de Doctorat*, Université de Pierre et Marie Curie, (1984).
- Rozycki P., "Contribution au développement de lois de comportement pour matériaux composites soumis à l'impact". *Thèse de Doctorat*, Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis (2000).
- Rozycki P, Coutellier D., "Sensibilité à la vitesse de déformation des matériaux composites unidirectionnels : Applications au verre E/époxy à 60 % de fibres", *Revue Européenne des éléments Finis*, **11**, 2-3-4, (2002), pp. 263-276.