



Influence de la vitesse sur le comportement mécanique de composites tissés à matrice thermoplastique

Fabien Coussa, Jacques Renard, Sébastien Joannès, Rémy Bompont, Nicolas
Feld

► To cite this version:

Fabien Coussa, Jacques Renard, Sébastien Joannès, Rémy Bompont, Nicolas Feld. Influence de la vitesse sur le comportement mécanique de composites tissés à matrice thermoplastique. JNC 20 - 20èmes Journées Nationales sur les Composites, École des Ponts ParisTech (ENPC), Jun 2017, Champs-sur-Marne, France. 10 p. hal-01621625

HAL Id: hal-01621625

<https://hal.science/hal-01621625>

Submitted on 23 Oct 2017

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.

Influence de la vitesse sur le comportement mécanique de composites tissés à matrice thermoplastique

Influence of rate effects on the mechanical behavior of thermoplastic matrix woven composites

Fabien Coussa^{1,2}, Jacques Renard², Sébastien Joannes², Rémy Bompont¹, Benoit Delattre¹ et Nicolas Feld^{1,3}

1 : Groupe PSA / Direction Recherche & Développement
Centre Technique de Vélizy – VV1415
Route de Gisy, 78943 Vélizy-Villacoublay
e-mail : remy.bompont@mps.com et benoit.delattre@mps.com

2 : Centre des Matériaux, CNRS UMR 7633
Mines ParisTech, PSL Research University
BP 87, 91003 Evry
e-mail : fabien.coussa@mines-paristech.fr, jacques.renard@mines-paristech.fr et sebastien.joannes@mines-paristech.fr

3 : affiliation actuelle : Safran Tech / Modélisation & Simulation
Établissement Safran Paris Saclay
Rue des Jeunes Bois – Châteaufort, 78114 Magny-les-Hameaux
e-mail : nicolas.feld@safrangroup.com

Résumé

Ces travaux portent sur la modélisation jusqu'à rupture du comportement dépendant de la vitesse de matériaux composites tissés à fibres de verre et matrice polyamide, pour application au crash automobile. Afin de rendre compte de la forte dépendance à la vitesse de telles structures, un modèle de comportement original est proposé, fondé sur une approche modulaire des mécanismes non-linéaires et hiérarchique des effets de vitesse. Pour son identification sur une large gamme de vitesses de déformation (de 10^{-3} s^{-1} à 50 s^{-1}), une procédure expérimentale dédiée est également proposée, composée d'échantillons de dimensions réduites et d'un montage d'interruption en déformation, permettant de réaliser des essais dynamiques cyclés. Les analyses révèlent que toute l'information des effets de vitesse peut être contenue dans un modèle visco-élastique simple, se cumulant aux autres effets non-linéaires observables en quasi-statique. Une fois identifié, le modèle est confronté à des mesures expérimentales sur des éprouvettes de structure suivies par mesures de champs.

Abstract

This study deals with the constitutive modelling up to failure of glass fiber polyamid matrix woven composites for automotive crash applications. In order to take into account the rate dependency of such structures, we propose a new constitutive model based on a modular description of nonlinear mechanisms and a hierarchical decomposition of rate effects. In order to identify this model on a wide range of strain rates (from 10^{-3} s^{-1} to 50 s^{-1}), we also propose a dedicated experimental procedure based on reduced samples and a strain interruption apparatus, allowing cyclic dynamic testing. Our analyses reveal that the full effect of strain rate variation may be captured by a simple visco-elastic model on top of the nonlinear quasi-static behavior. Once identified, the model is correlated with experimental measurement on structural samples monitored with full field measurements.

Mots Clés : Composites tissés, Matrices thermoplastiques, Endommagement, Essais mécaniques, Simulation numérique

Keywords : Woven composites, Thermoplastic matrices, Damage mechanics, Mechanical testing, Numerical simulation

1. Introduction

Les matériaux composites se généralisent dans les industries du transport en raison de leur excellent ratio résistance/masse. L'industrie automobile, qui souhaite réduire la consommation de ses véhicules afin de respecter les réglementations environnementales, considère notamment l'utilisation des matériaux composites comme une solution pertinente pour l'allègement des structures. La nécessité de réaliser des formes complexes, avec des cycles de fabrication rapides et à faible coût,

sont autant d'arguments en faveur des composites à matrice thermoplastique renforcée de fibres de verre tissées.

Cette étude s'intéresse aux effets de la vitesse de sollicitation sur le comportement mésoscopique, au sens de l'échelle du pli tissé, et les mécanismes non-linéaires d'un composite tissé à matrice polyamide 6.6, soumis à des chargement quasi-statiques et dynamiques. Nous présentons en particulier le développement d'un protocole expérimental de caractérisation, la formulation d'un modèle de comportement capable de prendre en compte et de reproduire les phénomènes observés, ainsi qu'une procédure d'identification et de validation associée. Le matériau d'étude, d'appellation commerciale *DuPont Vizilon™*, est un polyamide 6.6 aliphatique, renforcé de fibres de verre continues en armure tissée avec un motif sergé 2×2.

2. Caractérisation du comportement dynamique

On s'intéresse *in fine* à la modélisation du comportement dynamique jusqu'à rupture de structures composites tissées utilisées comme éléments de renfort dans un environnement automobile. Dans une situation de crash à grande vitesse, elles sont exposées à des taux de déformation situés entre des régimes qualifiés de quasi-statique (10^{-3} s^{-1}) et de dynamique intermédiaire (10^2 s^{-1}). Afin de capturer avec précision les mécanismes responsables de la non-linéarité du comportement jusqu'à contrainte ultime, l'usage courant est de recourir à des essais cyclés permettant de mettre en évidence les déformations irréversibles, les hystérèses voire la perte de raideur. Les machines d'essai dynamiques, pilotées en boucle ouverte, ne permettent pas d'inversion de la direction de chargement en cours d'essai. Il convient donc de mettre en place une procédure d'interruption permettant d'arrêter la mise en charge de l'éprouvette à un niveau de contrainte ou de déformation maximal prescrit, puis de décharger l'éprouvette jusqu'à un état proche du repos. En outre, on utilise des éprouvettes de dimensions réduites afin d'atteindre des taux de déformation élevés sans solliciter la machine dans son régime de résonance. Il a été démontré que cette réduction de dimensions reste cohérente avec le comportement d'une éprouvette standardisée, y compris en régime non-linéaire [1]. Le protocole d'interruption en *déformation* également développé dans cette étude et brièvement exposé ci-après, permet de quantifier l'influence de la vitesse sur les mécanismes internes d'endommagement.

2.1. Description et intérêts du montage

Une faiblesse inhérente aux machines servo-hydrauliques à haute vitesse, fonctionnant en circuit ouvert, réside dans l'incapacité à réaliser des essais cyclés à vitesse rapide. Ceci proscriit de fait la caractérisation des mécanismes internes du comportement à divers niveaux de sollicitation. Les techniques d'interruption en *contrainte*, gouvernées par la rupture d'un fusible utilisé en série de l'éprouvette testée, sont une manière de contourner cette problématique. Néanmoins, ces techniques présentent deux limites principales : une variabilité significative liée à la dispersion de la contrainte à rupture du fusible [2], et le retour élastique du mors chargé après son découplage d'avec le vérin hydraulique qui présente le risque d'endommager l'éprouvette. Par conséquent, on a privilégié le développement d'une technique d'interruption pilotée par une *déformation* maximale et dotée d'un dispositif d'anti-retour. Les éléments permettant de réaliser ces fonctions sont détaillés dans la suite. En premier lieu, les deux colonnes en acier (Fig 1–(1)), de longueurs égales, sont mises en position et guidées par des alésages dans les mors ajustés et usinés haut et bas. Le maintien en position est assuré par un serrage des colonnes dans le mors bas, à l'aide de taraudages délimités par un épaulement permettant de régler, de manière répétable, l'enfoncement des colonnes dans le mors bas. Le mors haut et les colonnes sont mécaniquement liés par une liaison glissière. Ceci a pour avantage de limiter les déformées modales de torsion qui contribuent au premier ordre aux oscillations observées à grande vitesse de chargement.

Les butées mécaniques ajustables (Fig 1–(2)), Résultant de l'assemblage de deux blocs à l'aide de deux vis, viennent s'ajuster au diamètre des colonnes et reposent en appui-plan sur le mors haut. De

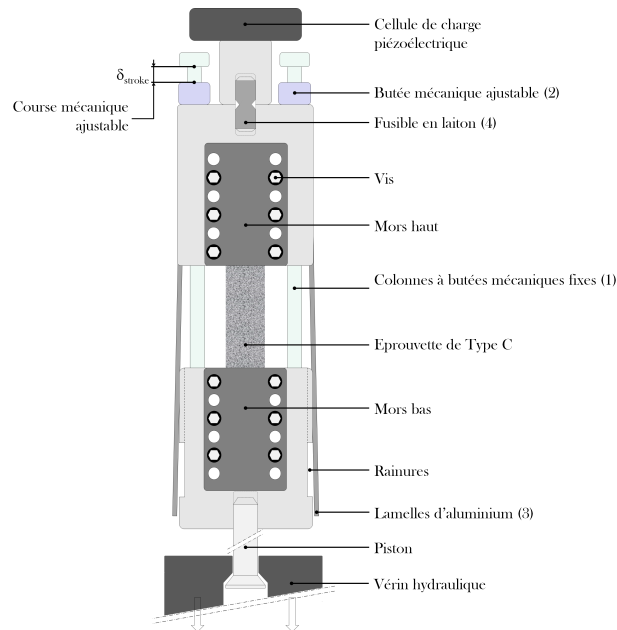


Fig. 1. Schéma du montage expérimental d'interruption d'essais dynamiques installé dans une machine servo-hydraulique

fait, la course maximale du mors bas se trouve contrainte par l'introduction des butées ajustables, en série dans la chaîne de cotes. Cette course, notée δ_{stroke} , permet de prescrire le déplacement maximal entre le mors haut et les butées mécaniques des colonnes. La modification de la position des butées ajustables permet de piloter le déplacement maximal de l'éprouvette. Un grand nombre d'incréments de déformation peut ainsi être imposé, avec une répétabilité et une reproductibilité accrues.

Un fusible en laiton (Fig 1–(4)) permet de procéder au découplage ultime du montage avec la cellule de charge, après établissement du contact entre les butées et le mors haut. Il n'est ici utile que pour la désolidarisation du montage, et n'impose qu'une contrainte à rupture strictement supérieure à celle de l'échantillon testé. Dans ces travaux, le fusible en laiton est conçu pour rompre approximativement à 25 kN, quelle que soit la vitesse de sollicitation

Enfin, deux lamelles en acier de 1 mm d'épaisseur (Fig 1–(3)) sont positionnées de part et d'autre du mors haut. Leur rôle est de maintenir l'éprouvette à un niveau de déformation défini par les dimensions des butées ajustables dès l'arrêt du chargement, et ce de façon quasi-simultanée à la phase d'interruption.

2.2. Procédure expérimentale et application

Afin “cycler” dynamiquement une seule et même éprouvette jusqu'à rupture, on décompose le chargement en un nombre fini d'interruptions élémentaires. Pour cette étude, où l'on souhaite caractériser l'influence de la vitesse sur les mécanismes internes, nous avons choisi d'imposer sept cycles élémentaires à intervalle régulier de déformation. Chaque cycle de chargement interrompu présente quatre étapes principales, quel que soit l'état de déformation résiduelle de l'éprouvette avant mise en charge, et quelle que soit la vitesse de sollicitation (voir Figure 2).

- **Étape A** (Figure 2(a)) : Au début de chaque cycle, l'éprouvette est dans un état initial considéré à l'équilibre, bien que potentiellement sujet de champs de déformations résiduelles compatibles (dans l'exemple, $\varepsilon_{45^\circ} = 1.5\%$ en moyenne) et de contraintes auto-équilibrées. En utilisant des butées ajustables, la distance δ_{stroke} est configurée de manière à ce que l'éprouvette atteigne, en moyenne, une déformation totale définie par rapport à l'état de référence (ici à $\varepsilon_{45^\circ} = 15\%$).
- **Étape B** (Figure 2(b)) : Le chargement dynamique est appliqué (ici $\dot{\varepsilon} = 25 \text{ s}^{-1}$) et l'éprouvette sollicitée instantanément au taux de déformation moyen prescrit par la consigne. Le mors bas

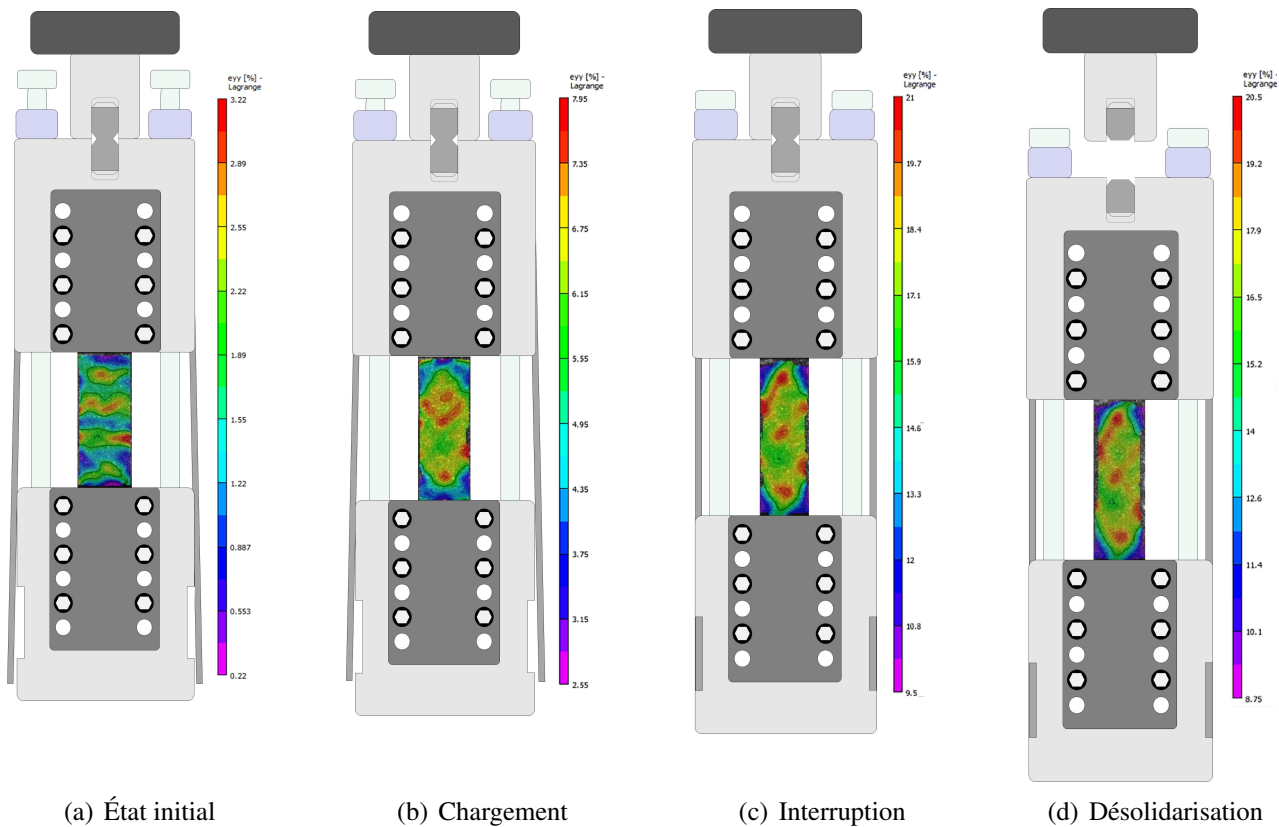


Fig. 2. Étapes d'un cycle de chargement interrompu : a) état initial, ici à un niveau de déformation résiduelle $\varepsilon_{45} = 1.5\%$; b) mise sous charge ; c) engagement des lamelles et interruption, ici à $\varepsilon_{45} = 15\%$ de déformation ; d) maintien en déformation, rupture du fusible et désolidarisation du montage

descend et sollicite l'éprouvette en traction uniaxiale. Simultanément, la distance δ_{stroke} décroît et la distance entre les butées ajustables et les butées mécaniques des colonnes se réduit.

- **Étape C** (Figure 2(c)) : Le chargement s'interrompt précisément et instantanément lorsque $\delta_{stroke} = 0$. Les butées mécaniques des deux colonnes entrent en contact avec les butées ajustables de manière simultanée. Juste avant, les deux lamelles souples s'engagent dans les rainures prévues à cet effet de part et d'autre du mors bas.
- **Étape D** (Figure 2(d)) : Le chargement de l'éprouvette ne croît plus, contrairement à celui du fusible en laiton. Ce dernier finit par rompre et permet la désolidarisation du montage d'avec la cellule de charge. Le retour élastique lié à la rupture du fusible est empêché par les lamelles qui, à un jeu de 0.15 mm près, préviennent tout retour élastique susceptible de dégrader l'éprouvette et/ou le montage.

Suite à ces quatre étapes, la "chute" du montage est amortie par le vérin hydraulique. La descente suivant l'axe du vérin est stabilisée par un système solidarissant les deux éléments de manière synchrone à la mise en charge de l'éprouvette. Chaque cycle terminé, des butées ajustables de dimensions inférieures peuvent être introduites dans le montage et permettre de solliciter la même éprouvette à un niveau de déformation moyenne plus important. La Figure 3 permet d'illustrer le trajet de chargement auquel est soumise une éprouvette durant un cycle, pour l'exemple décrit ci-dessus.

A contrario des essais réalisés à l'aide d'une machine conventionnelle, nous ne pilotons pas la décharge de l'éprouvette. Cette technique présente néanmoins l'avantage de ne pas contraindre l'éprouvette à revenir brutalement à un état de contrainte nulle, ce qui risquerait d'induire un état de compression *local* et le flambement des éprouvettes. En revanche elle présente le désavantage ne pas donner accès aux informations que peuvent contenir la décharge. En effet, le découplage après rupture du fusible entraîne la perte d'acquisition du signal de charge et des variations de vitesse trop

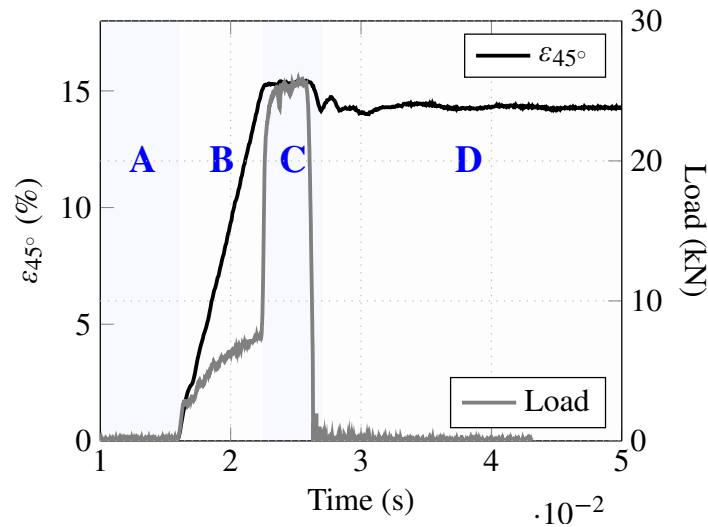


Fig. 3. Courbes déformation imposée et charge en fonction du temps pour un essai de traction interrompu à un taux de déformation $\dot{\epsilon} = 25 \text{ s}^{-1}$ et pour un incrément de déformation totale $\Delta\epsilon_{45} = 15\%$

brutales pour être capturées par la corrélation d'images numérique.

En conclusion sur l'ensemble de la procédure de caractérisation dynamique, l'usage combinée d'éprouvettes de dimensions réduites et du protocole d'essais décrit ci-dessus garantit une analyse efficace, précise et cohérente de la sensibilité à la vitesse du matériau étudié. Cette analyse permettra d'identifier les tendances des principaux mécanismes du modèle de comportement, décrit ci-après.

3. Modélisation du comportement jusqu'à rupture

À la lumière des données expérimentales, on se propose d'enrichir un modèle de comportement modulaire, utilisé au sein du Groupe PSA pour la modélisation de structures composites de toutes natures. La particularité de ce modèle, décrit notamment dans [3], est de reposer sur une vision modulaire des mécanismes non-linéaires, et plus particulièrement sur une description hiérarchique des effets de vitesse fondée sur leurs temps caractéristiques. Un modèle quasi-statique de référence reflète le comportement à une échelle de temps correspondant à un essai conventionnel, c'est-à-dire la seconde : il reproduit notamment la perte de raideur et les déformations irréversibles qui se développent sous chargement instantané, respectivement par un modèle d'endommagement continu et un modèle de plasticité écrouissable. La composante lente, ou long terme, des effets de vitesse correspond aux échelles de temps plus longues, utiles aux simulations de fluage ou de fatigue. La composante rapide, ou court terme, des effets de vitesse correspond aux échelles de temps plus courtes, indispensables aux simulations vibratoires ou de crash. Dans le cas présent, on s'intéressera aux effets de vitesses rapides.

3.1. Le modèle de référence

On se place dans le cadre général de la thermodynamique des milieux continus et des processus irréversibles [4] et dans l'hypothèse des perturbations infinitésimales. Bien que d'importantes déformations soient considérées, notamment en cisaillement, elles ne sont jamais observées sur des pièces réelles, y compris à rupture. Nous nous bornerons donc à cette hypothèse, en considérant avec prudence toutes les valeurs excédent quelques % de déformation.

On considère que la vitesse de déformation de référence du modèle est associée au taux de déformation caractéristique des essais en quasi-statique, réalisés à $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. L'hypothèse de la partition additive des déformations permet de décomposer la déformation totale ϵ en une composante élastique réversible ϵ_e et une composante anélastique irréversible ϵ_i , les éventuelles composantes visqueuses à long terme étant ici négligées.

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}_e + \boldsymbol{\varepsilon}_i \quad (\text{Eq. 1})$$

De manière duale, on suppose que les contraintes $\boldsymbol{\sigma}$ se décomposent de façon additive en une composante statique $\boldsymbol{\sigma}_s$ et une composante visqueuse à court terme $\boldsymbol{\sigma}_v$, permettant de reproduire l'augmentation de rigidité et de contrainte à haute vitesse.

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\sigma}_s + \boldsymbol{\sigma}_v \quad (\text{Eq. 2})$$

La composante visqueuse à court terme correspond en pratique à l'ajout d'une branche visco-élastique à temps caractéristique court en parallèle de la branche "quasi-statique" (nous verrons exactement pourquoi dans la suite). Dans les faits, l'intégration de Riemann d'une fonction continue associée à un grand nombre de temps caractéristiques permet d'approximer de manière discrète la fonction gaussienne pondérant l'effet des mécanismes visqueux, de façon similaire à [5].

Le potentiel densité d'énergie libre s'écrit alors :

$$\rho\psi(\boldsymbol{\varepsilon}_e, \underline{d}, p, \boldsymbol{\varepsilon}_{v(\tau)}) = \frac{1}{2} \left[\boldsymbol{\varepsilon}_e : \mathbb{H}(\underline{d}) : \boldsymbol{\varepsilon}_e + \frac{Cp^{m+1}}{m+1} + \int_{\tau} (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}_{v(\tau)}) : \mathbb{V}(\tau) : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}_{v(\tau)}) d\tau \right] \quad (\text{Eq. 3})$$

où $\underline{d}$, p et $\boldsymbol{\varepsilon}_{v(\tau)}$ sont les variables internes et les autres termes des paramètres, détaillés plus loin.

De même, la densité de puissance dissipée :

$$\rho\dot{\psi}(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_e, \underline{\dot{d}}, \dot{p}, \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_v) = \boldsymbol{\sigma}_s : (\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} - \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_i) - \underline{Y} \cdot \underline{\dot{d}} - R\dot{p} - \int_{\tau} \boldsymbol{\varsigma}_{v(\tau)} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{v(\tau)} d\tau \quad (\text{Eq. 4})$$

où ce sont cette fois les taux des mêmes variables internes qui interviennent, ainsi que leurs variables duales, là aussi détaillées plus loin.

Les principales caractéristiques de ces mécanismes sont les suivantes (pour plus de détails, se référer à [3],[6]).

- Le comportement élastique est linéaire orthotrope dans un repère orthogonal orienté selon les directions principales du tissage : chaîne (1), trame (2) et hors-plan (3).
- Le comportement endommageable considère cinq mécanismes de dégradation indépendants. L'orientation de l'endommagement étant favorisée par la microstructure, on a recours à des variables d'endommagement scalaires indépendantes [7], plutôt que tensorielles : d_{fc} et d_{kc} , associées respectivement à la fissuration en traction et au plissement en compression dans la direction chaîne ; d_{ft} et d_{kt} , associées respectivement à la fissuration en traction et au plissement en compression dans la direction trame ; et d_d , associée aux mécanismes de dégradation diffus, principalement activés en cisaillement. Par commodité, on regroupe toutes ces variables comme composantes d'un vecteur $\underline{d}_i$ ne portant aucune information spatiale. Elles affectent directement la raideur élastique, de manière unilatérale en traction [8], par le biais de tenseurs de projection ${}^8\mathbb{B}_i$. Ces tenseurs sont essentiellement vides, à l'exception de quelques termes qui définissent les couplages entre différentes directions affectées par la même variable d'endommagement.
- Le comportement plastique considère un écrouissage isotrope non-linéaire, sous les hypothèses d'une plasticité associée et d'une loi d'écoulement normale. La fonction seuil est définie par une forme de Hill [9] et est gouvernée par les contraintes effectives [8]. L'écoulement est gouverné par une équivalence en déformation, ce qui implique une surestimation de la dissipation à niveau d'endommagement élevé, mais une indépendance de l'état d'écrouissage à l'état d'endommagement (la réciproque étant fausse).

3.2. Prise en compte des effets de vitesses rapides

On choisit de modéliser les effets de vitesses rapides par un comportement visco-élastique simple (au sens où deux paramètres seulement suffisent à le décrire), continu et représentant une distribution équiprobable de temps caractéristiques. Le modèle viscoélastique spectral, appliqué aux matériaux composites par [5], est en effet paramétré par les seuls moyenne et écart-type d'un spectre de temps caractéristiques. Sa version discrétisée repose sur la définition d'un support compact et d'un nombre fini i de temps caractéristiques. L'intégrale continue du spectre est alors remplacée par la somme discrète de contributions visco-élastiques linéaires. On adopte le modèle bi-spectral de [10], qui permet d'étendre le domaine de prédiction viscoélastique aux plages de vitesses dynamiques. L'extension aux grandes vitesses est ainsi réalisée par la décomposition du poids μ_i en une somme discrète de poids représentatifs des contributions des différents temps de relaxation (Équation Eq. 5) :

$$\mu_i = \frac{\mu_i^{dyn}}{\sum_j \mu_j^{dyn}} + \frac{\mu_i^{stat}}{\sum_j \mu_j^{stat}} \quad \text{avec} \quad \mu_i^k = \frac{1}{n_0^k \sqrt{\pi}} \exp\left(-\left(\frac{i - n_c^k}{n_0^k}\right)^2\right), \quad k = dyn \text{ ou } stat \quad (\text{Eq. 5})$$

Usuellement, les phénomènes visqueux sont considérés en série du comportement linéaire élastique et interviennent dans la partition visco-élastique du tenseur des déformations totales [5, 11, 10]. Dans le cadre de l'approche modulaire présentée dans ces travaux, nous préférons une description où les effets de vitesse prennent la forme d'une sur-contrainte visqueuse, qui s'ajoute à la contrainte statique et permet de reproduire les tendances observées expérimentalement. Le modèle visco-élastique s'intègre donc en *parallèle* du modèle de référence. Ainsi l'augmentation du taux de déformation influence, en accord avec les résultats expérimentaux, le comportement élastique *et* la contrainte maximale.

La contrainte visqueuse σ_v est définie comme la somme discrète de contributions élémentaires $\varsigma_{v(i)}$:

$$\sigma_v(t) = \sum_i \varsigma_{v(i)}(t) \quad \text{avec} \quad \varsigma_{v(i)}(t) = \frac{\Delta t \mu_i \mathbb{V} : \dot{\epsilon} + \varsigma_{v(i)}(t-1)}{1 + \Delta t / \tau_i} \quad (\text{Eq. 6})$$

où $\mathbb{V}$ est le tenseur de rigidité visco-élastique qui permet de pondérer l'influence des effets visqueux en fonction des directions de sollicitation. Au regard des tendances expérimentales, on considèrera une influence de la vitesse dans toutes les directions.

La contribution de la contrainte visqueuse σ_v au comportement est évaluée en dernier et de manière directe dans la procédure d'intégration de la loi. De fait, nous considérons que la plasticité et l'endommagement n'influent pas sur le comportement visco-élastique et réciproquement. En revanche, dans le cas où la partie quasi-statique du modèle atteint le stade de rupture totale ($\underline{d} = \underline{1}$), la raideur visco-élastique s'annule également. L'évaluation directe de la contrainte visqueuse est possible en l'absence de composante non-linéarisante de la contrainte dans le modèle spectral [10], qui nécessiterait la résolution d'un schéma de résolution de Newton supplémentaire.

4. Procédures d'identification et de validation

Le modèle de comportement étant défini, il reste à en identifier les paramètres constitutifs et à valider sa prédictivité dans des cas permettant de juger du gain de précision apporté. Dans cette partie, des éléments de la procédure d'identification sont présentés. La procédure de validation sera davantage détaillée dans la présentation orale.

4.1. Procédure d'identification quasi-statique

En vertu de la partition des contraintes et des déformations, ainsi que des couplages mis en place, la procédure d'identification du modèle est définie de manière séquentielle. En d'autres termes, les composantes élastique, visco-élastique, plastique et endommageable de l'approche modulaire sont identifiées séparément et dans cet ordre. Dans le cadre d'une application industrielle, ceci permettra

de distinguer les paramètres obtenus par une méthode inverse de ceux fondés sur l'expression directe d'une physique caractérisée expérimentalement. L'identification des paramètres est réalisée sur un point d'intégration, à l'aide de scripts Matlab.

Pour la partie quasi-statique du modèle, la procédure est sensiblement similaire à celle proposée dans [12]. En particulier, l'identification est directe. En revanche, la non-symétrie des hystérèses de cyclage et le fait que nous ne disposons pas d'information sur les décharges impliquent quelques modifications dans l'analyse des courbes de réponse, qui ne sont pas détaillées ici.

4.2. Procédure d'identification de la visco-élasticité rapide

Nous nous intéressons dans la suite à l'identification des seuls effets de vitesse. L'identification des paramètres du modèle spectral n'est pas directe. Nous allons corréler la solution obtenue par l'intégration de la partie viscoélastique du comportement à une procédure de minimisation codée dans Matlab. L'identification de la quasi-totalité des paramètres se fonde sur la simulation du comportement à 45°, du fait de la forte dépendance à la vitesse du matériau dans cette direction. Dans la suite, nous présentons la démarche d'identification et les résultats concernant le comportement en cisaillement et dans la direction des fibres.

L'identification des paramètres du comportement viscoélastique repose sur l'utilisation de la partie élastique linéaire de différentes courbes de traction monotones réalisées à différentes vitesses. La courbe de référence correspond à l'essai quasi-statique pour laquelle les phénomènes visqueux sont considérés négligeables. Les courbes restantes permettent de distinguer les effets de vitesse. Afin de bien dissocier les phénomènes irréversibles dans l'identification du comportement viscoélastique, le domaine d'identification réversible est borné à une valeur de contrainte $\sigma_{12} = 15$ MPa, qui correspond à la limite d'élasticité estimée par les premiers essais de caractérisation.

L'identification des paramètres viscoélastiques repose sur la minimisation au sens des moindres carré de l'écart relatif entre la contrainte calculée σ_{cal} et la contrainte expérimentale σ_{exp} . Ainsi la fonction Q , exprimée en MPa^2 , à minimiser est la suivante :

$$Q(\underline{p}) = \frac{1}{N_v} \sum_{i=1}^{N_v} \frac{1}{N_d} \sum_{j=1}^{N_d} \left[\sigma_{cal}(\underline{p}, i, j) - \sigma_{exp}(i, j) \right]^2 \quad (\text{Eq. 7})$$

avec $\underline{p} = [G_{12}, n_c, n_0, V_{1212}]$ le vecteur de paramètres à optimiser, N_v le nombre de vitesses considérées et N_d le nombre de valeurs expérimentales associées à chaque vitesse. Pour ce faire, nous avons recours à l'algorithme à gradient de Quasi-Newton, fondé sur la formule de Broyden-Fletcher-Goldfarb-Shanno (BFGS) qui permet d'assurer un taux de convergence optimal. Cependant, comme toutes méthodes de résolution à gradient, elle présente une sensibilité aux paramètres initiaux. De fait, nous réalisons la procédure d'optimisation sous la contrainte de deux bornes pour chaque paramètre.

Nous analysons dans un premiers temps les résultats issus de l'identification des paramètres du modèle spectral simple (Figure 4(a)). On constate que l'accord entre les essais et la réponse du modèle pour le jeu de paramètres identifié est satisfaisante, mais discrimine assez mal les effets de vitesse à basse vitesse. L'ajout de deux paramètres spectraux supplémentaires mène au modèle bispectral et permet de distinguer des temps de relaxation à basse et haute vitesses. Cela entraîne une réduction de l'erreur de modèle tel qu'illustré dans la Figure 4(b) et à travers la valeur minimale de la fonction coût, qui diminue de $Q(\underline{p}) = 0.90$ à 0.46 MPa^2 . Dans les directions chaîne et trame, seules les composantes V_{1111} et V_{2222} du module visco-élastique restent à identifier, par une procédure similaire.

Au terme de cette procédure, réalisée de manière séquentielle sur les différentes composantes de l'approche modulaire, 17 paramètres du comportement plan du matériau de l'étude sont identifiés. En revanche, l'ensemble des essais réalisés dans ces travaux reste insuffisant pour une identification complète du modèle de référence, et notamment certains paramètres de couplage et le comportement hors-plan. Ceux qui demeurent indéterminés sont choisis par analogie avec les résultats de la littérature [13]. Afin d'illustrer la prédictivité du modèle identifié, nous présentons ci-après les

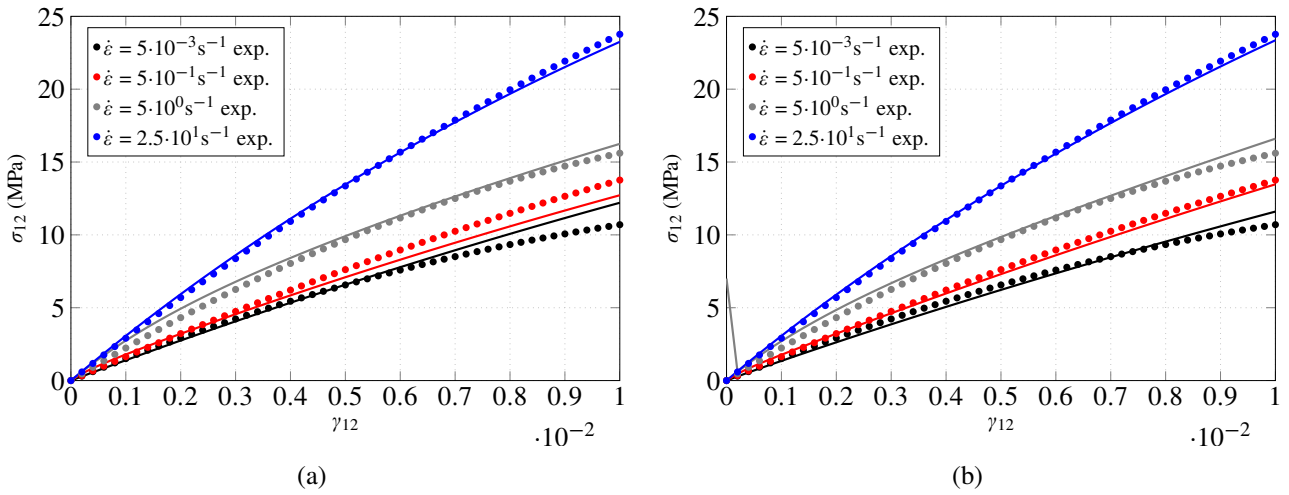


Fig. 4. Résultats d'identification des paramètres du modèle (en traits continus) spectral simple (a) et bi-spectral (b), pour différentes vitesses et pour une sollicitation à 45° par rapport à l'orientation des fibres

résultats de l'identification sur le comportement macroscopique jusqu'à rupture. Les Figures 5 et 6, illustrent que la réponse macroscopique prédite par le modèle est satisfaisante sur la plage de vitesses de déformation considérée, tant pour le comportement en traction monotone, que pour le comportement cyclé en cisaillement.

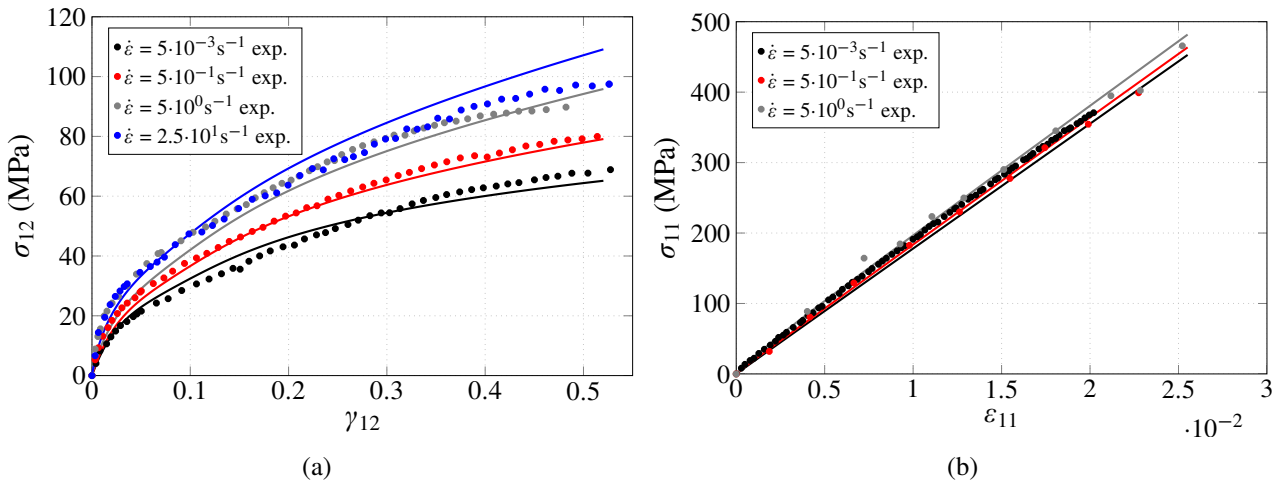


Fig. 5. Résultat de l'identification des paramètres du modèle (en continu) à différentes vitesses pour une sollicitation de traction monotone orientée à a) 45° et b) 0° par rapport à la direction des fibres

5. Conclusion

Ces travaux ont consisté à modéliser le comportement jusqu'à rupture de composites tissés à matrice thermoplastique en tenant compte de l'influence de la vitesse de chargement. L'accent a été mis, dans ce résumé étendu, sur la procédure expérimentale ayant permis de capturer l'évolution des mécanismes internes à différents taux de déformation imposés, sur la composante visco-élastique rapide du modèle reposant sur ces essais, ainsi que sur l'identification des paramètres associés. Il en ressort une reproduction très satisfaisante du comportement macroscopique du matériau pour un nombre relativement faible de paramètres (17), et ce dans le régime élastique, dans le régime non-linéaire jusqu'à rupture et même sous chargement cyclé.

Durant la présentation, nous verrons dans le détail comment les lois d'évolution des mécanismes non-linéaires semblent ne pas dépendre, au premier ordre, de la vitesse de sollicitation, à partir du

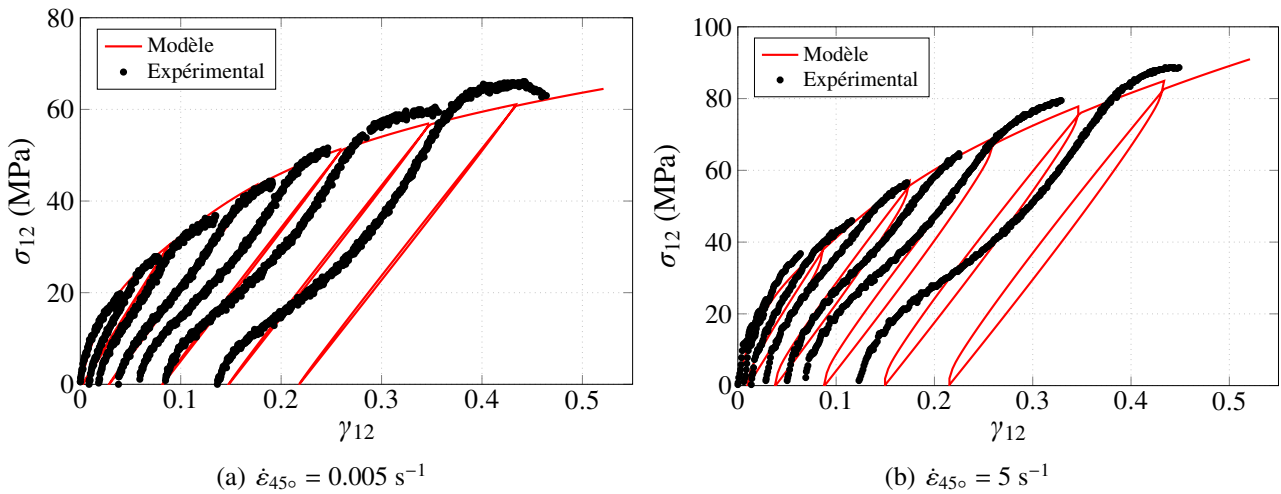


Fig. 6. Résultat de l'identification des paramètres du modèle pour une sollicitation de traction cyclée orientée à 45° par rapport à la direction des fibres et une vitesse a) en régime quasi-statique et b) en régime dynamique

moment où son effet est pallié par le modèle visco-élastique. En outre, ce modèle a été implanté dans Abaqus sous forme d'UMAT et se prête aisément au calcul de structures, notamment du fait de sa régularisation et de son intégration implicite. Nous présenterons des résultats de calcul sur des éprouvettes simples et des structures, comparés à des résultats d'essais suivis par mesure de champs. Ils attestent d'une excellente capacité à reproduire le comportement, aussi bien global que local et jusqu'à l'amorce de la rupture, de structures planes, mais complexes. Enfin, nous discuterons de la définition d'un critère de ruine fondé sur les variables d'endommagement introduites, pour envisager une transition vers la rupture discrète.

Références

- [1] F. Coussa, J. Renard, S. Joannès, R. Bompont, N. Feld « A consistent experimental protocol for the strain-rate characterization of thermoplastic fabrics », *Strain*, pp. In press, 2017.
- [2] Z. Jendli, J. Fitoussi, F. Meraghni, D. Baptiste « Anisotropic strain rate effects on the fibre-matrix interface decohesion in sheet moulding compound composites », *Composites Science and Technology* Vol. 65, pp. 387–393, 2005.
- [3] N. Feld, N. Vallino « Une approche modulaire pour la simulation numérique des composites stratifiés », *Revue des Composites et des Matériaux Avancés* Vol. 25 n° 2, pp. 161–180, 2015.
- [4] P. Germain « Thermodynamique des milieux continus », *Entropie* Vol. 55, pp. 7–14, 1974.
- [5] J.-F. Maire, J.-L. Chaboche « A New Formulation of Continuum Damage Mechanics (CDM) for Composite Materials », *Aerospace Science and Technology* Vol. 4, pp. 247–257, 1997.
- [6] F. Coussa « Modélisation du comportement en crash en composites tissés à matrice polyamide », Thèse de doctorat, Mines ParisTech, 2017.
- [7] P. Ladevèze « Sur la mécanique de l'endommagement des composites », in : Comptes-rendus des Journées Nationales sur les Composites 5, Pluralis, Paris, , pp. 667–683, 1986.
- [8] P. Ladevèze, J. Lemaître « Damage effective stress in quasi unilateral conditions », in : 16th International Congress of Theoretical and Applied Mechanics, Lyngby, Denmark, 1984.
- [9] R. Hill « A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals », in : Proceedings of the Royal Society of London A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences, vol. 193, The Royal Society, , pp. 281–297, 1948.
- [10] J. Berthe, M. Brieu, E. Deletombe « Improved viscoelastic model for laminate composite under static and dynamic loadings », *Journal of Composite Materials* Vol. 47 n° 14, pp. 1717–1727, 2013.
- [11] L. Marcin, J.-F. Maire, N. Carrère, E. Martin « Development of a macroscopic damage model for woven ceramic matrix composites », *International Journal of Damage Mechanics* Vol. 20 n° 6, pp. 939–957, 2011.
- [12] P. Ladevèze, É. Le Dantec « Damage modeling of the elementary ply for laminated composites », *Composites Science and Technology* Vol. 43 n° 3, pp. 257–267, 1992.
- [13] C. Hochard, Y. Thollon « A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions », *International Journal of Fatigue* Vol. 32, pp. 158–165, 2010.