

Identification du comportement quasi statique avec prise en compte des conditions environnementales d'un composite tissé thermoplastique par homogénéisation numérique

Identification of the quasi-static behavior of a thermoplastic woven composite sensitive to the environmental conditions using numerical homogenization

Patrick Rozycki¹, Anh Tuan Dau^{1,2}, Mamadou Abdoul Mbacke²

1 : Equipe Modélisation et Simulation, Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique
UMR CNRS 6183, Ecole Centrale de Nantes,
1 rue de la Noë, BP 92101, F- 44321 Nantes Cedex 3
e-mail : patrick.rozycki@ec-nantes.fr et anh-tuan.dau@ec-nantes.fr

2 : IRT Jules Verne,
Chemin du Chaffault, F- 44340 Bougenais
e-mail : 'mamadou.mbacke@irt-jules-verne.fr

Résumé

La nature de certaines matrices thermoplastiques peut avoir un rôle prépondérant dans le comportement des composites en fonction des conditions environnementales (température et/ou hygrométrie). Lorsque les cahiers des charges de conception requièrent une validation du comportement des pièces sur des plages importantes de température et/ou d'hygrométrie, les campagnes expérimentales de caractérisation en quasi-statique et/ou en dynamique deviennent alors très coûteuses et longues. Cela peut constituer un frein dans le cas de préconceptions rapides et notamment lorsqu'on ne souhaite avoir seulement des grandeurs caractéristiques globales telles que contrainte/déformation à rupture, énergie à dissiper... Afin d'apporter une solution à cette problématique, les travaux proposés dans ce papier s'intéressent à l'identification du comportement en quasi-statique de ces matériaux composites en utilisant une homogénéisation numérique à double échelle (une pour les torons et l'autre pour le composite) : dans ce cas, les campagnes de caractérisation sont allégées puisqu'elles ne concernent que la matrice. Les premiers résultats obtenus à température ambiante et pour deux niveaux d'hygrométrie différents apportent une réponse encourageante à la problématique et ouvrent les perspectives des futurs travaux notamment sur une meilleure prise en compte de la répartition de l'eau au sein du composite ainsi que des interfaces fibres/matrice ou torons/matrice non parfaites.

Abstract

The character of some thermoplastic matrices can strongly influence the behavior of composites due to their sensitivity to the environmental conditions (temperature and/or hygrometry level). When the technical specifications of a design requires a validation of the structure behavior in wide range of temperature and/or hygrometry level, the experiments for both quasi-static and dynamic loadings become expensive and cumbersome. That can greatly restrict the rapid designs of structural pieces, in particular if only main mechanical characteristics such as rupture strain/stress or energy to be dissipated have only to be found. In order to answer to this problem, this paper is dealing with the identification of the quasi-static behavior of such composite using a homogenization at two scales (one for the yarns and one for the composite): in this case, the experiments are reduced because they only concern the matrix. The first obtained results for the ambient temperature and for two different level of hygrometry lead to promising answer to this problematic. These results also offer the important keys of research outlooks related to a better water distribution inside the composite and the consideration of non-perfect fibers/matrix or yarns/matrix interfaces.

Mots Clés : Homogénéisation, Tissu, Thermoplastique, Hygrométrie, Température

Keywords : Homogenization, Woven, Thermoplastic, Hygrometry, Temperature

1. Introduction

Pour des raisons économiques et écologiques, l'emploi de matrices thermoplastiques est de plus en plus courant dans les domaines des transports ; citons, par exemple, le domaine automobile, au sein duquel de nombreuses pièces structurelles, initialement métalliques, sont remplacées par des pièces

en composites à matrice thermoplastique du fait de l'allègement imposé aux véhicules. L'intégration de ce type de matériaux requiert alors des connaissances beaucoup plus complexes et complètes ainsi que des outils plus robustes, notamment pour les phases de pré-dimensionnement.

Pour certaines matrices thermoplastiques, les conditions environnementales (température et/ou hygrométrie) jouent un rôle prépondérant sur la réponse mécanique des structures composites [1]-[3]. Comme les cahiers des charges peuvent imposer la nécessité de connaître et de maîtriser cette réponse sur une large gamme de température (entre -40°C et $+80^{\circ}\text{C}$ pour le domaine automobile) et d'Humidité Relative (entre environ 0% - HR0 et environ 85% - HR85), la caractérisation mécanique des composites à matrices thermoplastiques devient très coûteuse et très longue surtout s'il est nécessaire de prendre en compte, en plus, la sensibilité à la vitesse de déformation. Pour une identification expérimentale en quasi-statique, il faut effectuer 5 essais (répétabilité) par orientation (généralement 0° , 45° voire 90°) pour au moins 3 températures (-40°C , $+23^{\circ}\text{C}$ et $+80^{\circ}\text{C}$) et pour au moins 3 niveaux d'humidité relative ; cela représente 90 à 135 essais expérimentaux (pour 3 orientations). Si maintenant, on intègre une identification des paramètres matériaux en dynamique, il faut généralement au moins 4 vitesses de déformation différentes, ce qui porte le nombre d'essais entre 360 et 540. C'est un investissement considérable pour lequel il ne faut pas oublier le temps passé à conditionner l'ensemble des matériaux (désorption et remise à un état d'humidité relative donné) qui, en fonction de la matrice, peut se compter en mois. Par ailleurs, si l'on est dans une phase de conception qui implique un choix de matériau(x) composite(s) à matrice thermoplastique, ces campagnes expérimentales de caractérisation limitent grandement les possibilités offertes. Enfin, d'un point de vue numérique, même s'il existe des lois de comportement prenant en compte les déformations élastiques et irréversibles ainsi que divers endommagements, voire la sensibilité à la vitesse de déformation [4], ces dernières n'intègrent pas la sensibilité à la température et/ou à l'hygrométrie. Il est alors nécessaire d'effectuer des identifications de leurs paramètres matériaux pour chaque couple spécifique température/ hygrométrie.

Les travaux proposés dans ce papier, dédiés à un composite sergé 2x2 Verre/PA66, essayent d'apporter une réponse à cette problématique de campagne expérimentale longue, coûteuse voire fastidieuse grâce à l'utilisation de l'homogénéisation numérique [5] pour obtenir les courbes maitresses servant à l'identification des paramètres des lois matériaux [4]. En effet, si l'on se restreint à la caractérisation de la matrice seule de la quasi-statique à la dynamique, le nombre d'essai redescend à 45, réduisant ainsi fortement les temps de mise en œuvre et d'exploitation.

Dans une première partie, nous présentons les résultats expérimentaux des essais de caractérisation de notre matrice PA66 mais aussi de notre composite sergé 2x2 Verre/PA66 pour des sollicitations quasi-statiques et pour différents couples de température et d'hygrométrie. Dans une seconde partie, nous proposons de décrire la méthodologie que nous avons adoptée pour réaliser l'outil numérique. Ce dernier se scinde en deux grandes parties : une première homogénéisation au niveau du toron et une seconde homogénéisation, cette fois ci, au niveau du Volume Élémentaire Représentatif de notre matériau composite. Pour les lois de comportement des constituants, nous avons pris les caractéristiques usuelles de la littérature pour les fibres (Verre) et nous avons développé une loi propre au comportement de notre matrice thermoplastique (PA66). Dans une dernière partie, nous proposons une comparaison entre les résultats quasi-statiques issus de l'homogénéisation à double échelle et les résultats expérimentaux pour, principalement, deux niveaux d'humidité relative et à température ambiante. Les conclusions des résultats montrent que l'outil est capable d'identifier de manière assez satisfaisante les contraintes et déformations, ce qui peut être très appréciable dans le cadre de dimensionnements rapides. Nous détaillons enfin les perspectives futures qui concernent deux principales hypothèses de modélisation que nous avons prises : un contact parfait entre fibres/matrice et torons/matrice et une répartition homogène de l'humidité au sein du composite.

2. Essais expérimentaux de caractérisation en quasi-statique

2.1 Matrice PA66

La géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais en quasi-statique est une éprouvette de type « altère ». Les dimensions de la zone utile sont de $80 \times 10 \text{ mm}$ et l'épaisseur est de 4 mm . Comme les essais incluent différents niveaux d'humidité relative, les éprouvettes ont d'abord été « desséchées » pour les amener à un état d'humidité relative de 0% (HR0). Pour cela, nous les avons mises dans une étuve (BINDER VD-115 équipée d'un groupe de pompage Vaccubrand PC 3001 VARIOpro) sous vide à $+90^\circ\text{C}$ pendant environ une semaine. Une fois les échantillons amenés à HR0, une partie d'entre eux a été placée, cette fois-ci, dans une enceinte climatique (BINDER KMF 115) à $+70^\circ\text{C}$ pendant environ 2 semaines, respectivement à 50% et 70% d'humidité pour les vieillir à HR50 et HR85. L'ensemble des éprouvettes, quel que soit le HR, a été ensuite ensaché par lots de 5 spécimens dans des poches spécifiques thermocollées, de manière à les protéger jusqu'à la réalisation des expérimentations en conservant leur HR.

Les essais quasi-statiques ont été menés sur une machine de traction-compression quasi-statique (type INSTRON 5584). Pour les essais en température, la machine a été équipée d'une enceinte thermique INSTRON (gamme de température de -150°C à $+600^\circ\text{C}$). Les champs de déformations ont été déterminés par corrélation d'images en utilisant le logiciel VIC-2D et les contraintes ont été obtenues via la cellule force de la machine de traction.

La Fig. 1 présente un bilan du comportement du PA66 en quasi-statique pour différentes conditions de température et d'hygrométrie testées. On peut conclure que les courbes contraintes-déformations montrent une forte dépendance à l'hygrométrie qui, pour une température donnée, impose au matériau une plus grande ductilité quand le HR est important. Elles montrent aussi une forte dépendance à la température d'essai puisque cette dernière conditionne le type d'état (vitreux ou caoutchoutique) en fonction de la température de transition vitreuse (T_g) du matériau. L'ensemble des caractéristiques qu'elles soient élastiques, plastiques ou à rupture est donc affecté par le couple température/HR. Cette grande variabilité du comportement du PA66 se retrouvera donc naturellement, dans une mesure plus ou moins grande, sur le comportement du composite sergé 2x2 Verre/PA66.

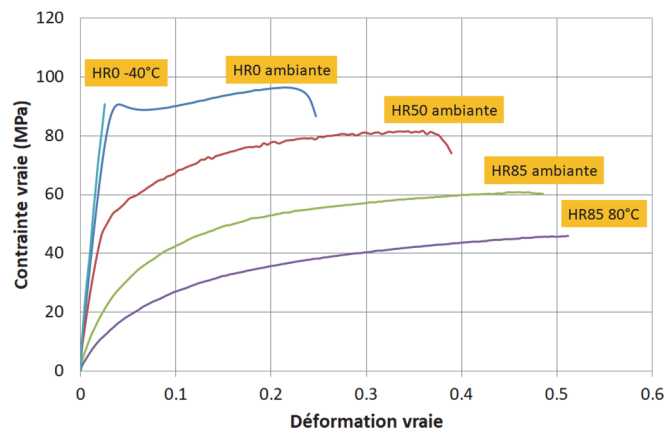


Fig. 1. Courbes contrainte-déformation en quasi-statique du PA66 pour différentes températures et HR.

2.2 Composite sergé 2x2 Verre/PA66

Le matériau composite étudié est composé de quatre couches (d'épaisseur d'environ 0.5 mm) d'un composite sergé 2x2 à fibres de verre et matrice polyamide 6,6. La fraction volumique de fibre est environ égale à 50%. La géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais en quasi-statique est une éprouvette de type rectangulaire dont les dimensions de la zone utile sont de $150 \times 25 \text{ mm}$ incluant

ainsi au moins plus d'une fois et demie un Volume Élémentaire Représentatif (VER), quelle que soit l'orientation du composite (0° , $\pm 45^\circ$ voire $\pm 30^\circ$). La procédure de conditionnement (désorption et absorption) est strictement identique à celle appliquée pour la matrice seule. Les moyens d'essais ainsi que les moyens de mesure sont aussi identiques ; seul le post traitement des résultats doit être adapté en fonction de l'orientation testée pour extraire correctement les contraintes et déformations dans le repère d'orthotropie.

La conclusion générale de l'étude qui a été menée en quasi-statique dans le sens longitudinal du composite pour les différents couples température/HR, est que le comportement du sergé 2x2 Verre/PA66 ne semble que peu affecté en regard des conditions environnementales. En effet, les sollicitations étant reprises par les fibres insensibles aux conditions environnementales, les courbes sont toutes relativement proches et correspondent à un comportement purement élastique fragile. Ce n'est cependant plus le cas dans la direction de cisaillement, puisque ces essais impliquent beaucoup plus la matrice qui, elle, est effectivement sensible à la fois à la température et au niveau d'humidité relative. Sur la Fig. 2, on constate, entre les deux courbes extrêmes, quasiment 50% de différence sur la déformation à rupture et quasiment 60 % sur la contrainte à rupture. On remarque aussi que la partie élastique est très différente : plus la température s'accroît et plus cette dernière semble « se rapprocher du comportement de la matrice PA66 pure ». Cela implique une variation des modules de cisaillement mais aussi des contraintes et déformations à la limite d'élasticité. Les niveaux d'endommagement ainsi que les taux d'énergie à rupture sont, eux aussi, une fonction des conditions environnementales.

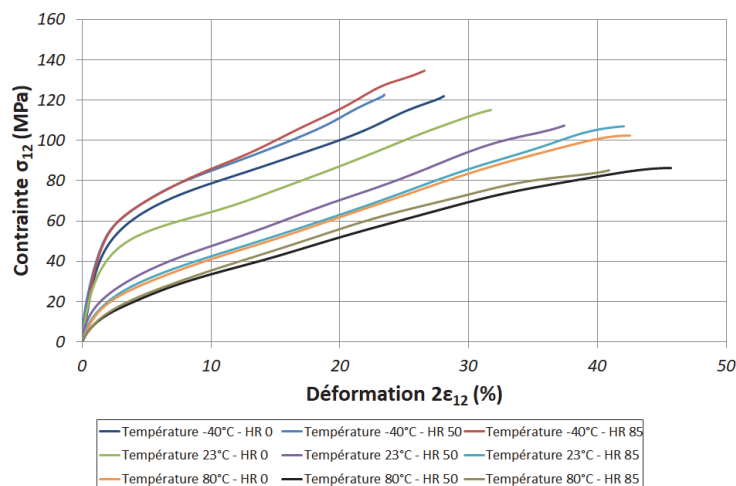


Fig. 2. Comportement en cisaillement quasi-statique du sergé 2x2 Verre/PA66.

3. Homogénéisation à double échelle du sergé 2x2 Verre/PA66

3.1 Principe de l'outil numérique

En nous basant sur certains travaux de la littérature [6]-[7], nous proposons, pour déterminer le comportement de notre composite tissé, d'utiliser une homogénéisation à double échelle (Fig. 3) composée :

- D'une première étape correspondant à une homogénéisation à l'échelle microscopique des constituants (fibres et matrice). Le résultat de cette homogénéisation donnera le comportement du toron.
- D'une deuxième étape correspondant à une homogénéisation, cette fois-ci, à l'échelle mésoscopique (torons/matrice). Le résultat nous donnera finalement le comportement du composite tissé sergé 2x2.

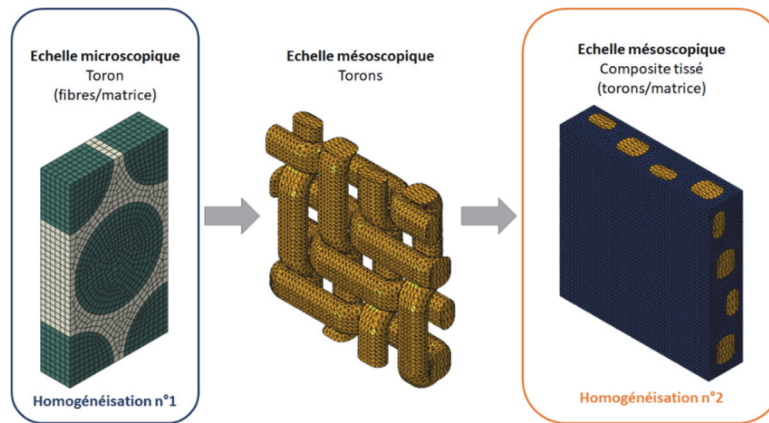


Fig. 3. Principe de l'homogénéisation à double échelle pour le sergé 2x2 Verre/PA66.

Pour appliquer cette méthode, nous avons besoin d'avoir les microstructures à la fois du toron et du composite : dans le premier cas, nous avons utilisé la cellule élémentaire d'un composite unidirectionnel. Pour le second cas, nous avons développé une méthodologie sur le logiciel CAO Catia afin de créer la microstructure du composite. Les raisons de ce choix sont principalement inhérentes au fait qu'il nous paraissait intéressant pour des études futures de disposer d'une microstructure que l'on peut facile générer en fonction de paramètres et qui permettrait alors de réaliser des études d'influence des paramètres géométriques internes au VER.

Pour les simulations numériques, deux grandes hypothèses ont été prises :

- N'ayant que peu d'information à propos de la qualité et du comportement des zones fibres/matrice et torons/matrice tant d'un point de vue de la littérature qu'expérimentalement, le contact entre les fibres et les torons avec la matrice a été supposé parfait dans un premier temps.
- La distribution de l'eau à l'intérieur du toron ainsi que du composite est considérée comme homogène, autrement dit nous avons supposé que pour un composite conditionné à un certain HR, ce HR était identique dans la matrice et dans les torons.

Afin d'obtenir le comportement du toron pour une température et un HR donné, nous avons utilisé un VER de composite unidirectionnel ($18 \times 10 \times 5 \text{ mm}$) avec une fraction volumique de fibres de 70%, permettant ainsi de corréliser les 50% de fibres du composite tissé. Sur ce VER, nous avons appliqué des conditions limites de type périodique et nous avons identifié son comportement dans toutes les directions d'orthotropie en appliquant des chargements cycliques. Le comportement des fibres est de type élastique fragile et les données matériaux sont issues de la littérature courante. En ce qui concerne la matrice, nous avons développé une loi de type isotrope non linéaire endommageable (qui sera présentée dans le point suivant). Les paramètres matériaux de cette dernière loi sont identifiés à partir des courbes expérimentales de caractérisation sur la matrice, autrement dit pour tous les couples température/HR à disposition.

Pour les simulations numériques sur le VER du sergé 2x2, nous avons construit ce dernier sur le logiciel Catia V5 en fonction des données à disposition sur sa microstructure. Ses dimensions étaient d'environ $15 \times 15 \times 0.5 \text{ mm}$ pour le composite à 0° et d'environ $10.6 \times 10.6 \times 0.5 \text{ mm}$ pour le composite à 45° . Du fait de la taille importante des VERs et afin de mieux représenter les essais expérimentaux de traction, seul le nœud central a été totalement bloqué et seules les faces dans la direction de chargement (Fig. 4) ont eu un déplacement imposé (les autres faces demeurant libres). Ces déplacements imposés sont ceux issus des essais expérimentaux. Pour le comportement de torons, nous avons développé une loi de comportement adaptée (présentée dans le point suivant) dont les paramètres matériaux sont identifiés à partir des simulations numériques d'homogénéisation sur le

toron. Pour la matrice, nous avons utilisé la même loi et les mêmes paramètres que dans le cadre de la simulation numérique sur le toron.

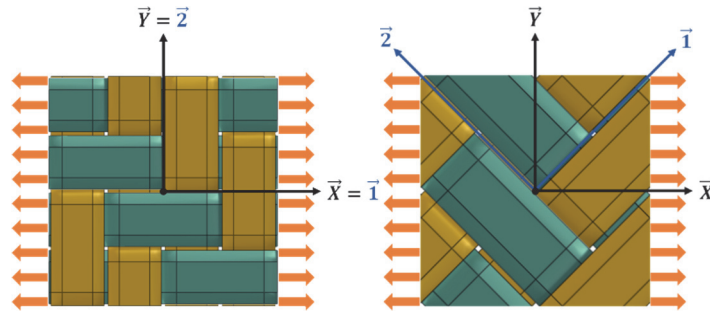


Fig. 4. Conditions limites et chargements des VERs respectivement du sergé 0° et 45°.

L'ensemble des calculs a été réalisé sur le logiciel Abaqus/Explicit. Les maillages du VER du toron sont composés d'environ 5 500 éléments C3D8R pour le toron, 350 000 éléments C3D4 pour le composite à 0° et 515 000 éléments C3D4 pour le composite à 45°.

3.2 Loi de comportement de la matrice

On se place dans le cadre des processus thermodynamiques irréversibles pour lesquels les phénomènes thermiques sont négligeables (transformations isothermes). Pour la matrice, nous avons choisi la densité volumique d'énergie libre d'Helmholtz sous la forme de (Eq. 1), fonction du tenseur des déformations élastiques, d'une variable d'endommagement isotrope, de la déformation plastique cumulée et d'une variable liée à l'évolution du seuil de non-endommagement.

$$\rho\psi(\varepsilon_e, d, p, \alpha) \quad (\text{Eq. 1})$$

L'expression de l'énergie de déformation élastique de la matrice endommagée s'écrit alors comme :

$$W_e^d = \frac{1}{2}(1-d) \left(E^*(1-\nu)(\varepsilon_{11}^e{}^2 + \varepsilon_{22}^e{}^2 + \varepsilon_{33}^e{}^2) + 2E^*\nu(\varepsilon_{11}^e\varepsilon_{22}^e + \varepsilon_{11}^e\varepsilon_{33}^e + \varepsilon_{22}^e\varepsilon_{33}^e) + 4G(\varepsilon_{12}^e{}^2 + \varepsilon_{13}^e{}^2 + \varepsilon_{23}^e{}^2) \right) \quad (\text{Eq. 2})$$

A partir de cette expression (Eq. 2), il est possible de définir la loi de comportement (Eq. 3) ainsi que l'expression de la variable thermodynamique associée à la variable scalaire d'endommagement (Eq. 4).

$$\{\sigma_{ij}\} = (1-d)[C^0]\{X_{ij}\} \text{ avec } X_{ij} = 2\varepsilon_{ij}^e \text{ si } i \neq j \text{ sinon } X_{ii} = \varepsilon_{ii}^e \quad (\text{Eq. 3})$$

$$Y = \frac{1}{2} \left(E^*(1-\nu)(\varepsilon_{11}^e{}^2 + \varepsilon_{22}^e{}^2 + \varepsilon_{33}^e{}^2) + 2E^*\nu(\varepsilon_{11}^e\varepsilon_{22}^e + \varepsilon_{11}^e\varepsilon_{33}^e + \varepsilon_{22}^e\varepsilon_{33}^e) + 4G(\varepsilon_{12}^e{}^2 + \varepsilon_{13}^e{}^2 + \varepsilon_{23}^e{}^2) \right) \text{ avec } E^* = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad (\text{Eq. 4})$$

Les lois d'évolution sont choisies sous la forme (Eq. 5) (où \bar{Y}^R est le taux de restitution d'énergie à rupture). La forme de la fonction f_D satisfait au mieux les observations expérimentales. Dans notre cas, nous avons choisi sur la plage de déformation des fonctions polynomiales d'ordre 4 ou 5 en fonction des couples température/HR.

$$\begin{cases} d = f_D(\bar{Y}) \text{ si } \bar{Y} \leq \bar{Y}^R \text{ et avec } \bar{Y}(t) = \sup_{\tau \leq t} (\bar{Y}(\tau)) \\ d = 1 \text{ si } \bar{Y} > \bar{Y}^R \end{cases} \quad (\text{Eq. 5})$$

Le couplage de la plasticité avec l'endommagement s'effectue à l'aide des contraintes et déformations effectives. La forme du critère de plasticité choisie pour cette loi est donnée par (Eq. 6) et où l'expression de la fonction seuil $R(p)$ est choisie sous une forme puissance.

$$f_p = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\tilde{\sigma}}' : \underline{\tilde{\sigma}}' - R(p) - R_0} \text{ avec } \underline{\tilde{\sigma}}' = \underline{\tilde{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{tr}(\underline{\tilde{\sigma}}) \underline{I} \text{ et } R(p) = \beta p^m \quad (\text{Eq. 6})$$

L'identification des paramètres matériaux de la matrice PA66 a été réalisée sur des feuilles de calcul quasi-automatisées pour chaque couple de température/HR disponible. Le Tab. 1 propose les données ayant servi pour les simulations numériques qui sont présentées dans la suite du papier.

	+23°C/HR50	+23°C/HR85
E (MPa)	2531	930
ν	0.43	0.46
R_0 (MPa)	31.2	14.4
β (MPa)	2093	880
m	0.871	0.710
a_1 ($\sqrt{\text{MPa}}^{-1}$)	$3.003 \cdot 10^{-1}$	$1.363 \cdot 10^{-1}$
a_2 ($\sqrt{\text{MPa}}^{-2}$)	$-5.938 \cdot 10^{-2}$	$-1.250 \cdot 10^{-2}$
a_3 ($\sqrt{\text{MPa}}^{-3}$)	$5.814 \cdot 10^{-3}$	$7.647 \cdot 10^{-4}$
a_4 ($\sqrt{\text{MPa}}^{-4}$)	$-2.029 \cdot 10^{-4}$	$-2.833 \cdot 10^{-5}$
a_5 ($\sqrt{\text{MPa}}^{-5}$)	$-1.256 \cdot 10^{-6}$	$4.210 \cdot 10^{-7}$
\bar{Y}^0 ($\sqrt{\text{MPa}}$)	0.954	0.787
\bar{Y}^R ($\sqrt{\text{MPa}}$)	10.420	16.785
d_{max}	0.730	0.693

Tab. 1. Propriétés matériaux de la matrice PA66 pour deux couples température/HR différents.

3.3 Loi de comportement du toron

On se place toujours dans le cadre des processus thermodynamiques irréversibles pour lesquels les phénomènes thermiques sont négligeables (transformations isothermes). La densité volumique d'énergie libre d'Helmholtz est prise sous la forme de (Eq. 7) où cette fois ci une variable d'endommagement est associée à chaque direction.

$$\rho \psi(\underline{\varepsilon}_e, d_{ij}, p, \alpha_i) \quad (\text{Eq. 7})$$

Cependant, nous supposons que le comportement du toron est isotrope transverse, ce qui implique certaines relations classiques entre modules/coefficients de Poisson. Les variables d'endommagement réellement utilisées ne se résument donc uniquement qu'à une unique variable pour les directions

transverses et la direction de cisaillement 23 (hypothèse d'isotropie transverse) ainsi qu'une variable unique pour les autres cisaillements. Aucune variable d'endommagement n'est utilisée dans la direction des fibres du fait d'un comportement élastique fragile observé. L'expression de l'énergie de déformation élastique de la matrice endommagée s'écrit alors comme :

$$W_e^d = \frac{1}{2} (C_{11}^0 \varepsilon_{11}^e{}^2 + (1 - d_{22}) C_{22}^0 (\varepsilon_{22}^e{}^2 + \varepsilon_{33}^e{}^2) + 4(1 - d_{12}) G_{12}^0 (\varepsilon_{12}^e{}^2 + \varepsilon_{13}^e{}^2) + 4(1 - d_{22}) G_{23}^0 \varepsilon_{23}^e{}^2 + 2C_{12}^0 \varepsilon_{11}^e \varepsilon_{22}^e + 2C_{12}^0 \varepsilon_{11}^e \varepsilon_{33}^e + 2C_{23}^0 \varepsilon_{22}^e \varepsilon_{33}^e) \quad (\text{Eq. 8})$$

A partir de cette expression (Eq. 8), il est possible, comme précédemment, de définir la loi de comportement par dérivation partielle ainsi que l'expression de la variable thermodynamique associée aux variables scalaires d'endommagement (Eq. 9).

$$Y_{ij} = - \left. \frac{\partial W_e^d}{\partial d_{ij}} \right|_{\underline{\varepsilon}} \Rightarrow \begin{cases} Y_{22} = \frac{1}{2} C_{22}^0 \varepsilon_{22}^e{}^2 ; Y_{33} = \frac{1}{2} C_{22}^0 \varepsilon_{33}^e{}^2 \\ Y_{12} = 2G_{12}^0 \varepsilon_{12}^e{}^2 ; Y_{13} = 2G_{12}^0 \varepsilon_{13}^e{}^2 ; Y_{23} = 2G_{23}^0 \varepsilon_{23}^e{}^2 \end{cases} \quad (\text{Eq. 9})$$

Les lois d'évolution sont choisies sous la forme (où \bar{Y}_{ij}^R est le taux de restitution d'énergie à rupture dans la direction ij) :

$$\begin{cases} d_{ij} = f_{D_{ij}}(\bar{Y}_{ij}) \text{ si } \bar{Y}_{ij} \leq \bar{Y}_{ij}^R \text{ et avec } \bar{Y}_{ij}(t) = \sup_{\tau \leq t} (\bar{Y}_{ij}(\tau)) \text{ et } \bar{Y}_{ij}^2 = Y_{ij} \\ d_{ij} = 1 \text{ si } \bar{Y}_{ij} > \bar{Y}_{ij}^R \end{cases} \quad (\text{Eq. 10})$$

Le choix de séparer les évolutions dans chaque direction permettra une plus grande souplesse à la représentation du comportement du toron par la suite. Le couplage de la plasticité avec l'endommagement s'effectue à l'aide des contraintes et déformations effectives. La forme du critère de plasticité choisie (Eq. 11) pour cette loi tient compte du fait que les déformations irréversibles sont nettement prépondérantes en cisaillement 12 et 13 et en introduisant pour les autres directions des facteurs de couplage a_{ij} .

$$f_p = \sqrt{a_{22}^2 (\tilde{\sigma}_{22}^2 + \tilde{\sigma}_{33}^2) + \tilde{\sigma}_{12}^2 + \tilde{\sigma}_{13}^2 + a_{23}^2 \tilde{\sigma}_{23}^2} - R(p) - R_0 \text{ et } R(p) = \beta p^m \quad (\text{Eq. 11})$$

L'identification des paramètres matériaux du toron a été réalisée sur des feuilles de calcul quasi-automatisées pour chaque couple de température/HR disponible.

4. Comparaisons entre les résultats expérimentaux et numériques

4.1 Caractéristiques élastiques

Les premiers résultats que nous proposons concernent l'identification des propriétés élastiques du composite à +23°C et pour tous les niveaux d'humidité relative (Tab. 2). On constate une corrélation satisfaisante en regard des valeurs relevées expérimentalement à l'exception éventuellement de HR85. En effet, nous reviendrons sur cette problématique particulière de répartition d'eau au sein du composite qui ne peut être supposée complètement homogène.

	Valeurs Numériques			Valeurs expérimentales		
	HR0	HR50	HR85	HR0	HR50	HR85
$E_{11} = E_{22} (GPa)$	24.03	21.79	19.71	22.67	22.65	23.24
$E_{33} (GPa)$	9.21	5.93	2.84			
$G_{12} (GPa)$	3.370	2.872	1.666	3.416	2.800	1.987
$G_{13} = G_{23} (GPa)$	2.372	1.971	1.083			
ν_{12}	0.030	0.069	0.062	0.020	0.075	0.079
$\nu_{13} = \nu_{23}$	0.079	0.225	0.300			

Tab. 2. Propriétés matériaux de la matrice PA66 pour deux couples température/HR différents.

4.2 Comportement en cisaillement pour deux couples température/HR

Les Fig. 5 et Fig. 6 présentent les résultats de l'homogénéisation à double échelle pour +23°C et HR50 et HR85. On remarque que bien que l'on ait pris deux hypothèses forte concernant le contact fibres/matrice et torons/matrice ainsi que l'homogénéité de l'eau au sein du composite, l'outil permet d'obtenir des grandeurs globales satisfaisantes pour avoir une idée rapide des possibilités offertes par le matériau composite. On constate aussi que la corrélation est meilleure dans le cas d'un HR50 comparativement au HR85. En effet, une simulation numérique supplémentaire (courbe verte dans Fig. 6) qui mixait un comportement de toron à HR50 et un comportement de matrice à HR85 démontre qu'il est impératif de prendre en compte l'inhomogénéité de la répartition d'eau au sein du composite.

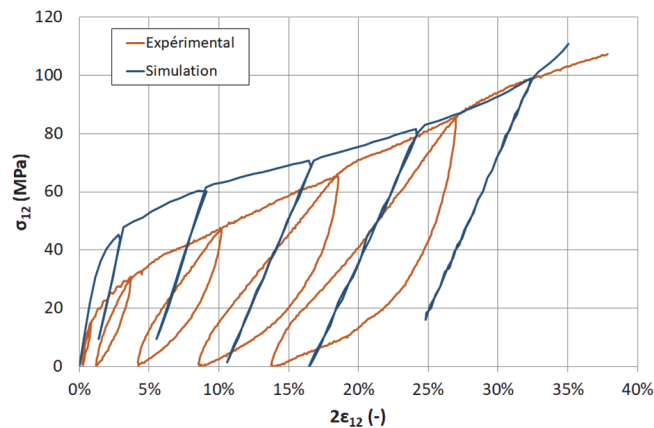


Fig. 5. Comparaison expérimental/numérique pour le sergé [45°] à HR50, 23°C en quasi-statique.

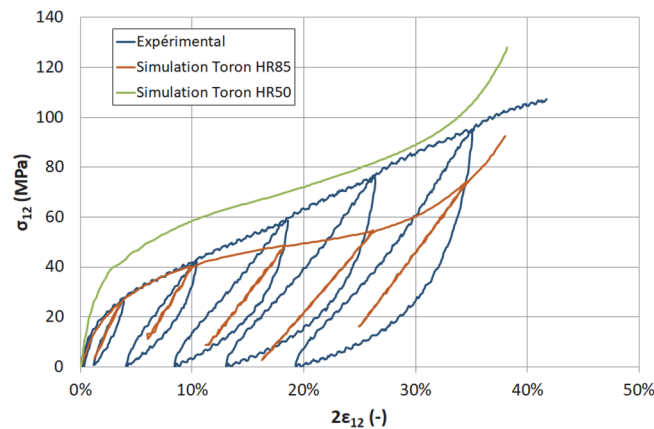


Fig. 6. Comparaison expérimental/numérique pour le sergé [45°] à HR85, 23°C en quasi-statique.

5. Conclusion et perspectives

Afin de réduire les délais et les coûts lors d'études de conception incluant des matériaux composites sensibles aux conditions environnementales, nous avons proposé une étude numérique basée sur une homogénéisation à double échelle : la première pour les torons et la seconde pour le composite lui-même. En effet, la caractérisation expérimentale de la matrice réduit non seulement le nombre d'essais à effectuer mais aussi les temps masqués de conditionnement. En développant des lois adaptées pour la matrice mais aussi pour le toron, les premiers résultats obtenus sont encourageants notamment d'un point de vue quantitatif. Cependant, l'on constate qu'il faudrait améliorer l'hypothèse concernant la répartition de l'eau au sein du composite dans un premier temps afin de contrôler si les réponses numériques obtenues sont de meilleures qualités. Pour cela nous prévoyons de réaliser l'ensemble des simulations numériques et notamment à HR0, ce qui permettrait d'identifier concrètement le rôle réel de cette hypothèse pour cet outil numérique. Ensuite, un autre point qu'il serait nécessaire d'optimiser est le comportement des zones entre les fibres et/ou les torons et la matrice. En effet, le contact parfait rigidifie beaucoup le comportement du composite ou du toron. L'introduction d'éléments cohésifs ou de contact approprié permettrait d'avoir une meilleure description comportementale. L'enjeu principal que l'on ne perd pas non plus de vue est qu'il est nécessaire d'avoir des coûts de calcul qui ne soit pas non plus prohibitifs en regard du temps passé expérimentalement et des possibilités d'avoir des choix de matériaux pour des conceptions rapides.

Remerciements

Les auteurs tiennent à remercier l'IRT Jules Verne qui a financé ces travaux de thèse dans le cadre du projet COPERISM Crash ainsi que les partenaires industriels de ce projet (par ordre alphabétique) : Faurecia, Flex-N-Gate, PSA-Group, Renault et Solvay.

Références

- [1] A. Malpot, F. Touchard, and S. Bergamo « Effect of relative humidity on mechanical properties of a woven thermoplastic composite for automotive application », *Polymer Testing* Vol. 48, pp. 75–82, 2002.
- [2] A. Launay, Y. Marco, M.H. Maitournam, and I. Raoult « Modelling the influence of temperature and relative humidity on the time-dependent mechanical behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide », *Mechanics of Materials* Vol. 56, pp. 1–10, 2013.
- [3] P.Y. Le Gac, M. Ahrant, M. Le Gall, and P. Davies « Yield stress changes induced by water in polyamide 6: Characterization and modeling », *Polymer Degradation and Stability* Vol. 137, pp. 272–280, 2017.
- [4] S. Marguet, P. Rozycki, and L. Gornet « A Rate Dependent Constitutive Model for Carbon-Fiber Reinforced Plastic Woven Fabrics », *Mechanics of Advanced Materials and Structures* Vol. 14 n° 8, pp. 619–631, 2007.
- [5] A.T. Dau « Elaboration d'un outil numérique reliant les échelles micro/méso d'un composite thermoplastique sensible à l'humidité et la température en quasi-statique », Ph.D. thesis, Ecole Centrale de Nantes, 2019.
- [6] B. Stier, J.-W. Simon, and S. Reese « Comparing experimental results to a numerical meso-scale approach for woven fiber reinforced plastics », *Composite Structures* Vol. 122, pp. 553–560, 2015.
- [7] L. Wang and al. « Progressive failure analysis of 2D woven composites at the meso-micro scale », *Composite Structures* Vol. 178, pp. 395–405, 2017.