



HAL
open science

Solutions composites bio-sourcés pour l'aviation légère : Modélisation du module d'élasticité en traction

Benjamin Masseteau, Annette Roy, Franck Michaud, Marck Irle

► To cite this version:

Benjamin Masseteau, Annette Roy, Franck Michaud, Marck Irle. Solutions composites bio-sourcés pour l'aviation légère : Modélisation du module d'élasticité en traction. 17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17), Jun 2011, Poitiers-Futuroscope, France. pp.78. hal-00598015

HAL Id: hal-00598015

<https://hal.science/hal-00598015>

Submitted on 3 Jun 2011

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.

Solutions composites bio-sourcés pour l'aviation légère : Modélisation du module d'élasticité en traction

Bio-based composites for light aircrafts : modelisation of elastic tensil modulus

Benjamin Maseteau¹, Annette Roy¹, Franck Michaud², Marck Irle²

1 : CRITT Matériaux Poitou-Charentes
ZA Beligon, rue Maurice Mallet, 17300 Rochefort
email : b.maseteau@crittmatériaux.fr

2 : Ecole Supérieur du Bois, rue Christian Pauc, 44000 Nantes
email : franck.michaud@ecoledubois.fr

Résumé

Dans le domaine de l'aviation légère, les composites sont de plus en plus utilisés car ils répondent très bien au cahier des charges exigeant de ce secteur industriel (propriétés mécaniques spécifiques importantes, très bonne tenue en fatigue et en vieillissement [1], facilité de mise en œuvre,...). Toutefois, le développement de machines légères et performantes ne peut désormais plus se faire sans considérer les impacts environnementaux induits par l'ensemble du cycle de vie de l'aéronef.

Ceci nous a conduit à mener une étude ayant pour objectifs de montrer la possibilité d'utiliser les fibres naturelles associées à une matrice thermodurcissable et de prévoir le module d'élasticité en traction des composites obtenus. Par méthode inverse, nous avons évalué le module d'élasticité homogénéisé des éléments de renfort (30 à 45 GPa). L'influence de la discontinuité des fibres (rapport L/D), de l'orientation des fibres, ainsi que de leur « packing », n'a pas pu être évaluée, car les écarts type des modules d'élasticités obtenus expérimentalement sur composite sont plus important que les variations engendrées par ces différents facteurs. Néanmoins, elles paraissent négligeables devant celles de la porosité et du module des éléments de renfort lorsque les écarts types ne sont pas considérés.

Abstract

In light aircraft industry, composites materials are widely used since it fit well with drastic requirements of this industry (high specific mechanical properties, good behavior in fatigue and ageing [1], easy to work). However, light and performant aircraft development can't be done today without considering environmental impact inferred by the entire life cycle of the plane.

This leads us to make a study with the aim to demonstrate the possibilities to use natural fibers associated with a thermoset matrix, and to evaluate the tensil modulus of obtained composites by calcul. By inverse method, we succeed in evaluate the modulus of reinforcement (30-35 GPa). We were not able to judge the influence of discontinuity of fibers (L/D ratio), orientation parameter, and theoretical packing, because the standard deviation of mechanical tests results performed on composite were higher than variation due to those parameters. However, this parameters appeared unimportant compared with porosity and modulus of elasticity of reinforcement when standard deviation is not considered.

Mots clés : Bio-composites, fibres naturelles, modélisation, module d'élasticité en traction

Keywords : Bio-composites, natural fiber, modélisation, characterization, tensil modulus

1. Introduction

Le domaine de l'aviation légère a profité des avancées réalisées dans le domaine des matériaux composite, qui aujourd'hui, est un gros consommateur de composites tels que les

carbone/époxy ou les verre/époxy par exemple. A présent, un des axes de recherche étudié par le CORAC (COnseil pour la Recherche Aéronautique Civile) pour la réduction globale des impacts environnementaux, est l'utilisation de matériaux moins impactant durant leur cycle de vie complet (synthèse, vie et mort du matériau). Dans ce sens, il a été montré que les fibres naturelles possèdent des propriétés mécaniques [2,3,4,5] intéressantes vis-à-vis du cahier des charges des matériaux utilisés sur des petits avions. Cependant, il est pour le moment difficile de prévoir les propriétés mécaniques que présenteront les composites utilisant des fibres naturelles, car leur variabilité importante [6], leur faible adhésion avec les matrices organiques thermosensibles, et leur morphologie elle aussi variable, compliquent la modélisation. Nous ne regardons ici que la sollicitation en traction unidirectionnelle car elle est très largement rencontrée pour les matériaux dans les avions légers.

L'estimation du module d'élasticité d'un composite peut s'effectuer par des modélisations analytiques de type loi des mélanges (loi série). Ce type de modèles semi-empirique se base sur les propriétés des éléments constitutifs, la composition volumique du mélange et différents paramètres rendant compte de la morphologie du renfort. L'identification des paramètres les plus influents se fait par une analyse de sensibilité des différents modèles, couplés aux observations (tomographie RX) et caractérisations mécaniques (micro-traction, traction). Pour la plupart des modèles prenant en compte les différents aspects cités ci-dessus, deux hypothèses principales sont prises : adhésion parfaite entre fibre et matrice et loi de Hooke vérifiée (élasticité linéaire). Mais le module d'élasticité des éléments de renfort étant très variable, nous allons utiliser les différents modèles pour évaluer par méthode inverse le module d'élasticité homogénéisé de ce mélange. Nous pourrons par la suite utiliser ce module d'élasticité moyen pour prévoir celle du composite à dimensionner.

Ainsi, dans un premier temps, nous présenterons les matériaux utilisés pour l'étude, puis nous détaillerons les mesures des propriétés mécaniques des deux constituants (fibres, faisceaux, matrice), par la suite, les modèles de renforcement considérés pour l'étude ainsi que les mesures des paramètres associés seront détaillées. Enfin, les calculs du module d'élasticité des éléments renforçant suivant les différents modèles seront effectués et comparés aux résultats des essais mécaniques sur fibres unitaires et sur faisceaux.

2. Matériaux et méthodes

2.1 Matières premières

Nous avons sélectionnés un renfort composés de fibres de lin (majoritairement de la variété Hermès) présentes sous forme de fibres et de faisceaux (*Fig. 1*). Les fibres et les faisceaux (composés eux-mêmes de fibres), sont juxtaposés unidirectionnellement dans le sens de la sollicitation de traction (0°) et maintenus entre eux par un fil de liage en coton à 45° . Fibres et faisceaux sont extrêmement variables en longueur, diamètre et nombre de fibre par faisceaux. La composition exacte du mélange fibre/faisceau est difficile à connaître car elle est aussi très variable dans le volume du composite. Le tissu présente un grammage de 125g/m^2 à une humidité d'équilibre de 8.5% (23°C , HR50%).

La matrice utilisée pour l'imprégnation des fibres naturelles est une résine de type DGEBA (DiGlycideEther de Bisphénol A). Elle provient de la société SICOMIN® et est utilisée couramment comme système de stratification à température ambiante de fibres synthétiques (verre/carbone). La réticulation est réalisée à l'ambiante, et la poste-cuisson est effectuée en étuve pendant 16h à 70°C

(suivant fiche technique SICOMIN [7]), ce qui permet d'atteindre un taux de réticulation pour ce cycle de poste-cuisson supérieur à 99.9%.

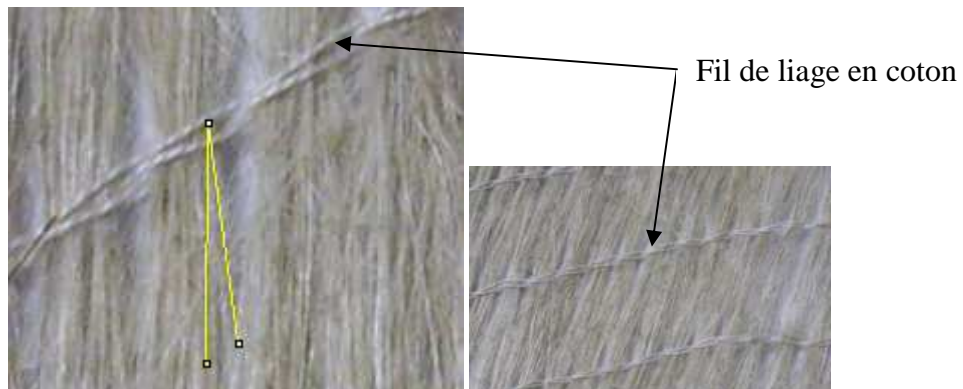


Fig. 1 : renfort unidirectionnel utilisé, fil de liage et angle des fibres au niveau du fil de liage

2.2 Mise en œuvre des composites

Quatre composites ont été réalisés à partir du renfort sélectionné (6 plis de 125g/m² à 8.5% d'humidité pour chaque composite) par la méthode d'imprégnation voie humide et compression sous vide avec tissu de drainage. Les fibres n'ont pas été étuvées avant imprégnation et elles ont été débulées lors de la mise en œuvre.

2.3 Méthodes de caractérisation

2.3.1 Physico-mécaniques

Les caractérisations mécaniques en traction des composites et de la matrice seule, sont réalisées sur une machine d'essais Zwick 25 KN suivant la norme NF EN ISO 527-4 à une vitesse de 1mm/min sur laquelle les déformations sont mesurées via un extensomètre à couteaux (Epsilon technology, model 3542-100M). Les essais (5 éprouvettes par composite et 5 éprouvettes pour la matrice) ont lieu en salle contrôlée en température et humidité relative (23°C, HR50%).

La mesure du module d'élasticité des fibres et des faisceaux est effectuée à l'aide d'un micro-banc de traction (Tensiomètre KRUSS K100) en suivant la norme XP T25-501-2 [9]. Les mesures ont été réalisées sur un lot de 250 fibres unitaires et sur un lot de 30 faisceaux provenant du même tissu. Les valeurs proviennent d'analyses statistiques via l'identification d'une loi de distribution à 3 paramètres.

Le module de cisaillement G_m de la matrice n'est pas mesuré, il est calculé à partir du coefficient de poisson ν (pris à 0.4) et du module d'élasticité E_m selon l'équation Eq. 1. valable pour les matériaux homogènes et isotropes [8].

$$G_m = \frac{E_m}{2(1+\nu)} \quad (\text{Eq. 1})$$

Les densités sont mesurées par la méthode de la balance de Mohr (principe d'Archimède) en utilisant le n-heptane (faible viscosité et composante polaire de l'énergie de surface nulle). Le taux volumique de renfort V_f est calculé à partir des masses et des densités de la matrice et du composite (m_m, m_c, d_m, d_c) (Eq. 2). Celle-ci a pour avantage de ne pas utiliser la densité des fibres de lin qui est difficile à mesurer. V_i représente la portion volumique de chaque constituant i avec f pour les éléments de renfort, m pour la matrice, et ϕ pour la porosité si elle est prise en compte.

$$V_f = 1 - V_m = 1 - \frac{\frac{m_m}{\rho_m}}{\frac{m_f}{\rho_f} + \frac{m_m}{\rho_m}} = 1 - \frac{\frac{m_m}{\rho_m}}{\frac{m_c}{\rho_c}} \quad (\text{Eq. 2})$$

2.3.2 Morphologiques

Dans différents modèles, nous aurons besoin du facteur de forme des éléments renforçant. Il caractérise la continuité du renfort. Le ratio L/D est calculé pour les fibres unitaires (250) et pour les faisceaux (50) par MEB (Hitachi TM-1000) ou loupe binoculaire (ZEISS Imager A1M).

Le fil de liage (*Fig. 1*) provoque l'apparition d'un angle sur les fibres qui est responsable d'une baisse de module d'élasticité axiale du composite lorsqu'il est sollicité en traction ($\cos(\theta)^4$) [8]. Il est donc nécessaire de caractériser cet angle des fibres ainsi que la proportion des fibres présentant cette orientation. Pour se faire, nous avons mesuré à l'aide de clichés macro sur composite, un angle moyen maximal des fibres/faisceaux au niveau des fils de liage par le logiciel d'analyse d'image ImageJ®.

La porosité des composites a été évaluée par tomographie RX avec calcul de la porosité 3D (sur reconstruction). Cette expérimentation a été réalisée au laboratoire GEPEA (ONIRIS, Nantes) sur un tomographe Skysan® ayant une résolution max de $6.5\mu\text{m}$ d'arête pour 1 voxel de volume et nous permettant de visualiser les différences de densités des différents constituants du composite. Un pas d'angle de 0.5° est pris entre chaque image pour obtenir 400 clichés par échantillon. Le logiciel CTAn® assemble ensuite toutes les images pour reconstruire les images des tranches de composite. Après avoir réalisé un seuillage pour les contours de la porosité, la reconstruction en trois dimensions est réalisée par le même logiciel (*Fig. 2*) et l'évaluation de la porosité 3D est directement effectuée sur ce modèle.

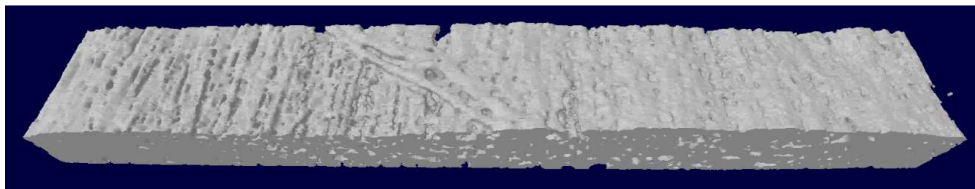


Fig. 2 : reconstruction modèle 3D issue de la tomographie RX

2.4 Modélisation

2.4.1 Hypothèses

Pour l'ensemble des modèles présentés ici et sauf indication contraire, nous considérons que la porosité est nulle, donc que la composition volumique du mélange s'écrit *Eq. 3*. Nous allons pour chaque modèle présenté ici, détailler l'origine des différents paramètres et regarder leur influence sur le module des éléments de renfort.

$$1 = V_f + V_m \quad (\text{Eq. 3})$$

2.4.2 Modèles et paramètres d'intérêt

2.4.2.1 Paramètres communs

L'ensemble des modèles prennent en compte la composition volumique du mélange ainsi que les modules d'élasticité des éléments de renfort et de la matrice (loi série). Ces modèles sont

construits sur la base de la loi série en ajoutant un ou plusieurs paramètres, excepté pour les deux modèles d'Halpin-Tsai, qui se présentent sur une autre architecture.

Modèle série : Le plus connu des modèles est sans doute le modèle série (loi des mélanges) [10] qui considère que les déformations sont constantes entre le renfort et la matrice i.e. $\varepsilon_m = \varepsilon_f = \varepsilon_c$, on peut donc écrire l'Eq. 4 via la loi de Hooke. E_c est le module d'élasticité du composite.

$$E_c = E_f V_f + E_m (1 - V_f) \quad (\text{Eq. 4})$$

2.4.2.2 Les autres paramètres

Modèle d'Halpin-Tsai : Les équations d'Halpin et Tsai (Eq. 5) [11] permettent le calcul simple et de manière semi-empirique des propriétés mécaniques de la plupart des composites renforcés par des fibres courtes alignées. Le terme ξ prend en compte le rapport L/D du renfort et le rapport des modules fibre/matrice est pris en compte par le terme η . Pour des fibres continues, le facteur de forme tendra vers l'infini. Pour le cas de notre mélange de fibres/faisceaux, on a $186 > 2L/D > 60000$. Pour de très haut taux de renfort volumique, Helwitt propose d'ajouter un terme à l'expression d' ξ (Eq. 5), mais ce terme ne dépasse pas la valeur de 0.01 pour l'ensemble des composites considérés ici. Ce terme apparaît alors très faible devant le rapport L/D . On choisit alors de négliger ce terme dans l'expression d' ξ .

$$\xi = 2 \frac{L}{D} + 40V_f^{10} \quad (\text{Eq. 5})$$

$$E_c = E_m \left(\frac{1 + \xi \eta V_f}{1 - \eta V_f} \right) \text{ avec } \eta = \frac{\frac{E_f}{E_m} - 1}{\frac{E_f}{E_m} + \xi} \quad (\text{Eq. 6})$$

Modèle d'Halpin-Tsai modifié [12] : Ce modèle prend en compte en plus du facteur de forme déjà utilisé par le modèle précédent, la fraction maximale théorique de « packing » κ du renfort selon la nature de l'arrangement des fibres suivant si elles sont de forme cylindrique ($\kappa = \frac{\pi}{4}$ (0.785)), de forme hexagonales ($\kappa = \frac{\pi}{2\sqrt{3}}$ (0.907)) ou bien de forme aléatoire ($\kappa = 0.82$). Pour ce modèle, $\xi = 2 \frac{L}{D}$ varie aussi de 186 à 60000.

$$E_c = E_m \left(\frac{1 + \xi \eta V_f}{1 - \eta \varphi V_f} \right) \text{ avec } \eta = \frac{\frac{E_f}{E_m} - 1}{\frac{E_f}{E_m} + \xi} \text{ et } \varphi = 1 + \left(\frac{1 - \kappa}{\kappa^2} \right) V_f \quad (\text{Eq. 7})$$

Modèle de Cox : A l'origine développé par Cox [13], ce modèle permet de prendre en compte l'aspect ratio de la fibre (continuité au même titre que les deux modélisations d'Halpin-Tsai), la compacité théorique du renfort en fonction de sa géométrie (« packing », analogie avec κ) et le transfert de contrainte entre le renfort et la matrice via le ratio G_m/E_f . Le terme η_l est un facteur appliqué à la contribution du renfort dans la loi des mélanges classiques :

$$E_c = \eta_l E_f V_f + E_m V_m \quad (\text{Eq. 8})$$

On considère pour ce modèle que $G_m = 1200 \text{ MPa}$ et que κ prendra les mêmes valeurs que pour le modèle d'Halpin-Tsai modifié. On fera également varier le rapport $\frac{L}{D}$ pour juger de l'effet sur η_l . On prend encore une fois $186 > \frac{L}{D} > 60000$.

$$\eta_l = 1 - \frac{\tanh\frac{\beta L}{2}}{\frac{\beta L}{2}} \text{ avec } \frac{\beta L}{2} = 2 \frac{L}{D} \sqrt{\frac{G_m}{E_f \ln \frac{\kappa}{V_f}}} \quad (\text{Eq. 9})$$

Paramètre d'alignement des fibres selon Krenchel [13] : L'angle maximal θ précédemment mesuré, est utilisé dans l'expression de η_0 (Eq. 10). Pour cela, nous considérons le cas suivant qui est très défavorable : 50% des fibres sont orientées selon l'angle maximal θ , et les autres 50% sont parfaitement alignées par rapport à l'axe de traction (0°).

$$\eta_0 = \sum a_{(i)} \cos^4 \theta_{(i)} \quad (\text{Eq. 10})$$

Porosité : Il est possible de prendre en compte la porosité du composite en ajoutant un terme V_0 dans l'(Eq. 3), ce terme va avoir une influence sur la part de matrice à prendre en compte dans la loi série. En effet, lorsque l'on fera varier V_0 dans le calcul de E_f , on considèrera que V_f est constant et donc que $V_m + V_0 = 1 - V_f$.

$$E_c = E_f V_f + E_m (1 - V_f - V_0) \quad (\text{Eq. 11})$$

Porosité selon Mackenzie [13] : Dans bon nombre de travaux sur les composites, il apparait que l'effet de la porosité de type « bulle sphérique » est bien retranscrit par l'utilisation du terme $(1 - V_0)^n$ implémenté dans la loi classique des mélanges assumant $V_m + V_f + V_0 = 1$. V_0 est la porosité présente dans le composite, et n est un exposant qui exprime l'effet de la porosité sur la présence ou non de zones de concentration de contraintes. Un $n = 0$ indique que la porosité n'implique pas la présence de zones de concentration de contrainte. Dans la plupart des études sur les composites à fibres synthétiques, le n est pris égal à 1.

$$E_c = (\eta_0 \eta_l E_f V_f + E_m (1 - V_f - V_0)) (1 - V_0)^n \quad (\text{Eq. 12})$$

3. Résultats et interprétations

3.1 Renfort et matrice

Le module d'élasticité E_m a été mesuré à 3.5 ± 0.18 GPa. La valeur de G_m obtenue par calcul (Eq. 1) est de 1.31 ± 0.06 GPa en considérant $\nu=0.4$. La densité est évaluée à 1.15 ± 0.01 .

Les courbes de traction que l'on obtient pour les fibres présentent deux voir trois zones bien distinctes : une zone de module « bas » en pied de courbe (36 GPa), et une seconde zone linéaire pour le reste de la courbe (module haut : 45 GPa). Ce phénomène à déjà été étudié par certains groupes de chercheurs [6], et est souvent associé au réalignement des micro-fibrilles de cellulose pour la partie basse de la courbe. Pour les faisceaux, nous n'observons qu'un comportement élastique pour l'ensemble de la courbe, et la valeur moyenne obtenue après analyse statistique est de 15.9 GPa.

Pour les aspects morphologiques, nous avons mesuré pour les fibres unitaires un diamètre compris entre 10 et 30 μm , et une longueur comprise entre 10 et 55 mm. Pour les faisceaux (50 faisceaux), nous mesurons un diamètre compris entre 20 et 200 μm , et une longueur variant de 60 à 600 mm. Le ratio L/D pourra alors prendre une valeur basse de 93 et une valeur haute de 30000. L'angle moyen maximal des fibres/faisceaux au niveau des fils de liage a été évalué à 6° .

3.2 Composites

Les modules d'élasticité, les densités et les taux volumiques de renfort des quatre composites sont présentés dans le Tab. 1. Le même process utilisé pour l'ensemble des composites se montre variable en terme de taux volumique de renfort obtenu. Il serait nécessaire d'utiliser d'autres process de mise en œuvre pour avoir une plage de variation de V_f plus importante.

Composite	E_c (GPa)	d_c	V_f
11-0039	$15,5 \pm 0,9$	1,18	0,407
11-0040	$15,8 \pm 2,1$	1,17	0,427
11-0052	$12,9 \pm 0,6$	1,24	0,354
11-0053	$13,9 \pm 1,4$	1,20	0,315

Tab. 1 : caractérisation mécanique en traction, densités, et taux volumiques de renfort des quatre composites unidirectionnels

La porosité totale des composites mesurée par tomographie RX, est décomposable en porosité ouverte et fermée (Tab. 2). Elle atteint au maximum une valeur de 19.3%, ce qui est assez élevé pour un composite. Dans la majeure partie des composites renforcés par fibres de carbone, cette porosité ne dépasse que très rarement les 6%. La porosité dans les composites est de trois types : la première est celle présente dans les fibres (lumen, fissures dues à l'étuvage du composite), la seconde est présente à l'interface fibre/matrice (induite par hétérogénéité physique et chimique et retrait fibre), et la dernière est celle de la matrice (bulles et autres formes, retrait).

Lors de l'étuvage des composites (poste-cuisson), nous avons pu observer sur de nombreux clichés MEB (exemple en Fig. 5), l'apparition de fissures pouvant être expliquée par le retrait des fibres et de la résine. Les fibres naturelles subissent un retrait volumique (tangential et radial) assez important lors de leur passage à l'état anhydre. Le retrait de la résine [14] qui va aussi dans le sens d'une augmentation de la porosité est causé à la fois par le retrait chimique et le retrait du au refroidissement de celle-ci après le pic exothermique. Cependant, il n'est pas possible de déterminer l'appartenance de ces trois porosités aux deux classes « fermée » ou « ouverte » des résultats de la tomographie.

Composites	Porosité		
	Ouverte (%)	Fermée (%)	Totale (%)
11-0039	12,2	5,1	17,3
11-0040	14,7	4,1	18,8
11-0052	13,3	6,0	19,3
11-0053	13,7	4,1	17,8

Tab. 2 : porosité 3D par tomographie

3.3 Modélisation

Dans un premier temps, nous allons regarder l'influence des différents paramètres sur le module d'élasticité du renfort E_f calculé par méthode inverse sans prendre en compte les écarts types induits par les essais mécaniques sur composites. Nous rappelons les résultats des essais de micro-traction sur fibres et faisceaux : 45 GPa et 15.9 GPa respectivement à comparer avec les valeurs issues des modélisations qui sont présentées dans le Tab. 3. Les résultats pour la modélisation d'halpin-Tsai présentés dans le Tab. 3, montrent une faible influence de la continuité des fibres (moins de 3% d'écart relatif en passant du ratio L/D max au ratio min).

Modèles	loi série	L/D min		L/D max		Cox, $\kappa=0,82$	Porosité à V_0 tomographie	Mackenzie à V_0 tomographie	loi série avec $\eta_0=0,989$
		HT	HTM $\kappa=0,82$	HT	HTM $\kappa=0,82$				
11-0039	$33,0 \pm 2,2$	$33,8 \pm 2,3$	$33,7 \pm 1,5$	$33,0 \pm 3,1$	$33,0 \pm 2,2$	$33,5 \pm 2,3$	$34,5 \pm 2,2$	$42,2 \pm 2,7$	$33,4 \pm 2,2$
11-0040	$32,3 \pm 4,9$	$33,1 \pm 5,1$	$33,0 \pm 4,2$	$32,3 \pm 5,8$	$32,3 \pm 4,9$	$32,8 \pm 5$	$33,8 \pm 5$	$42,5 \pm 6,1$	$32,7 \pm 4,9$
11-0052	$30,1 \pm 1,6$	$30,8 \pm 1,8$	$30,7 \pm 1,1$	$30,1 \pm 2,4$	$30,1 \pm 1,7$	$30,5 \pm 1,8$	$32,0 \pm 1,7$	$40,5 \pm 2,1$	$30,4 \pm 1,7$
11-0053	$32,9 \pm 3,9$	$33,8 \pm 4,2$	$33,7 \pm 3,1$	$32,9 \pm 5$	$32,9 \pm 3,9$	$33,4 \pm 4$	$34,6 \pm 4$	$43,3 \pm 4,8$	$33,2 \pm 4$

Tab. 3 : résultats des modélisations pour E_f (GPa), HT : Halpin-Tsai, HTM : Halpin-Tsai Modifié

Il en est de même si on fait varier le rapport $\frac{E_f}{E_m}$ de $\frac{70}{2}$ à $\frac{16}{4}$. Plus le rapport $\frac{E_f}{E_m}$ sera important, plus la rigidité du composite sera importante.

Pour le modèle d'Halpin-Tsai modifié, nous ne donnons ici que les valeurs de E_f pour $\kappa = 0.82$ car si on fait varier κ de 0.785 à 0.907, on a une très faible variation de E_f (< 10 MPa). De la même manière que pour le modèle d'Halpin-Tsai classique, l'influence du rapport L/D sur E_f est limitée.

Pour le modèle proposé par Cox, on obtient des valeurs de η_l comprises entre 0.984 et 0.999 et ce pour l'ensemble des différentes valeurs que peut prendre $\kappa = 0.785 ; 0.82 ; 0.907$ et le ratio L/D . Dans le calcul de E_f , nous sommes contraints d'utiliser une valeur de E_f que l'on fait varier de 20 à 50 GPa. L'influence de la valeur de η_l sur les modules des deux composites est faible ici (Tab. 3). Il en est de même pour l'influence du module de cisaillement G_m de la matrice sur η_l et donc sur E_f . En effet, en faisant varier G_m de 1.31 à 1.45 GPa, η_l varie dans la plage de valeur de 0.984 à 0.999. Autrement dit, G_m a moins d'influence que κ sur η_l .

Le calcul du paramètre d'alignement η_0 des fibres selon Krenchel nous donne une valeur minimale de 0.989 que l'on vient réinjecter dans la loi série devant la contribution du renfort. On compare ensuite les valeurs de V_f obtenues avec la loi série. On observe alors une très faible influence de ce paramètre d'orientation (Tab. 3).

Lorsque l'on fait varier de 0 à 20% la porosité V_0 dans la loi série, on obtient une faible variation de E_f (30-35 GPa) (Fig. 3), cette variation (± 5 GPa) est au-dessus de l'ordre de grandeur de celles montrées par les autres modèles (± 1 GPa entre eux).

En revanche, pour la porosité selon Mackenzie (Fig. 4), on obtient des valeurs de E_f comprises entre 30.1 et 44.7 GPa pour une porosité V_0 variant de 0 à 20%. Cette variation (± 14 GPa) est la plus grande de tous les modèles présentés ici.

Enfin, en ajoutant les deux paramètres $\eta_0 = 0.989$ et $\eta_l = 0.984$ (pris à leurs valeur minimale), à la loi de Mackenzie (Eq. 13), on obtient une plage de valeur pour E_f de 30.9 à 45.9 GPa. La porosité selon Mackenzie induit d'avantage de variation que la porosité classique.

$$E_c = (\eta_0 \eta_l E_f V_f + E_m (1 - V_f - V_0))(1 - V_0) \quad (\text{Eq. 13})$$

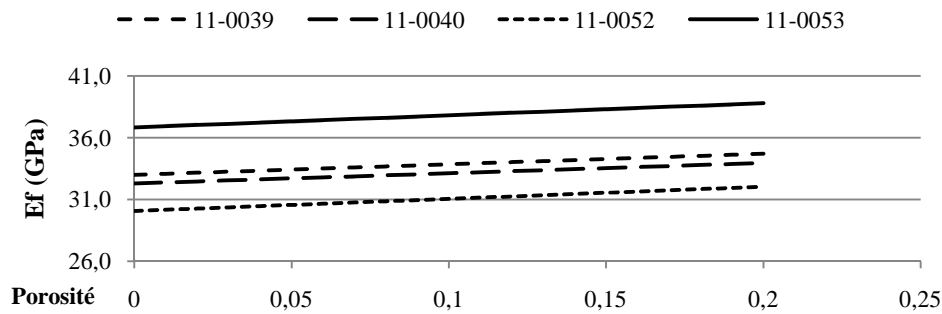


Fig. 3 : influence de la porosité classique sur E_f par la loi série

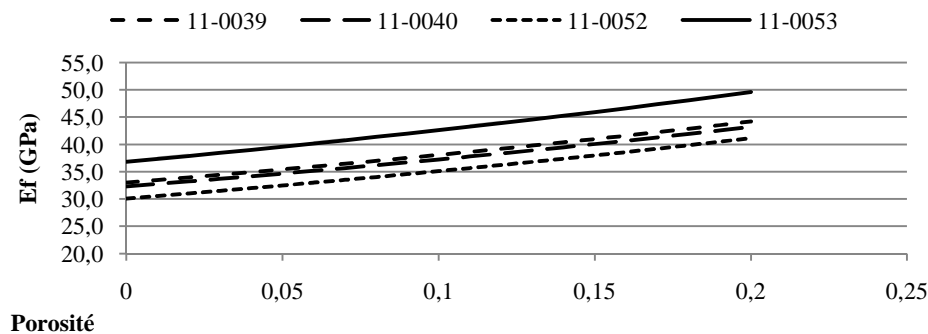


Fig. 4 : influence de la porosité selon Mackenzie

4. Conclusion et perspectives

L'ensemble des modèles ne prenant pas en compte la porosité, (classique et de Mackenzie) donnent, en faisant varier l'ensemble des paramètres, des valeurs de module d'élasticité du renfort E_f comprises entre 30.1 et 33.8 GPa. L'écart type entre tous les modèles pour chaque composite ne dépasse pas 0.31 GPa (soit 1% environ). Ce faible écart type montre que les modélisations (porosité exclue) tendent toutes vers une valeur commune, et qui est affinée par la prise en compte des paramètres morphologiques. En revanche, si l'on prend en compte l'écart type pour chaque modèle (provenant de l'écart type des essais de traction sur composite), on ne peut tirer de conclusions quand à l'influence des différents paramètres sur la valeur de E_f . En effet, les écarts type des modules d'élasticités obtenus expérimentalement sur composite sont plus important que les variations engendrées par les différents facteurs. Néanmoins, elles paraissent négligeables devant celles de la porosité et du module des éléments de renfort lorsque les écarts types ne sont pas considérés.

L'utilisation des valeurs de porosité (entre 17 et 20% pour les quatre composites) fournies par la tomographie RX, dans la modélisation de Mackenzie, donne un module d'élasticité moyen du renfort entre 40.5 et 43.3 GPa. Cette modélisation empirique reste à vérifier car elle est à l'origine utilisée pour de la porosité matricielle sous forme de bulles. Il serait intéressant de calculer un n pour chaque composite (Eq. 12), pour voir si il y a convergence de cet indice. Il sera nécessaire de caractériser plus précisément la porosité observée en terme d'origine (renfort, matrice, interface) et de la relier à celle mesurée par tomographie.

Les valeurs de module d'élasticité du renfort (45 et 15.9 GPa) obtenues par micro-traction sur élément unitaire (respectivement fibres et faisceaux), nous indique que sans prendre en compte

la porosité, le mélange est composé selon notre calcul et nos hypothèses à environ 50% en fibres et le reste de faisceaux. Pour vérifier cette valeur, nous avons mesuré par analyse d'image sur un cliché (composite 11-0040) (Fig. 5) cette proportion. La première valeur calculée est de 65%, ce qui se rapproche de la valeur de 50% proposée ici par calcul. Pour valider totalement cette valeur, il faut augmenter significativement le nombre d'analyse.

Aussi, pour obtenir la valeur maximale de E_f de 45 GPa donné par le modèle de Mackenzie (porosité entre 17 et 20%), cela induirait que le renfort ne soit composé que de fibres ($E_f = 45$ GPa). Or, sur coupe transversale (Fig. 5), on peut voir que ce n'est pas le cas pour ces composites. La modélisation de la porosité selon Mackenzie semble alors incorrecte par rapport à ce mélange.

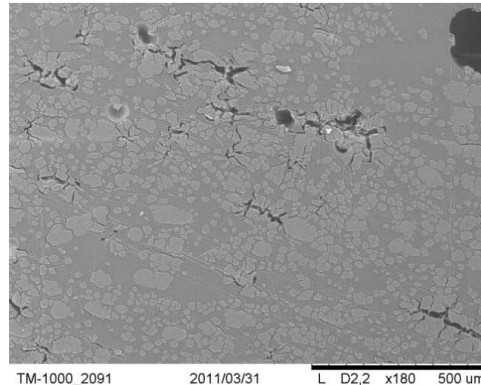


Fig. 5 : coupe transversale du composite 11-0040, mélange de fibres/faisceaux, fissuration

5. Remerciements

Merci à Mme Sylvie Chevallier pour les travaux de tomographie RX réalisés à l'ONIRIS (sylvie.chevallier@oniris-nantes.fr).

Références

- [1] B. HARRIS, « Fatigue in composites ». Woodhead Publishing Limited, Abington Hall, 2000
- [2] A.K. BLEDZKI, J. GASSAN, « Composites reinforced with cellulose based fibres ». *Universita't (Gh) Kassel, Institut fu'r Werkstofftechnik, Kunststoff- und Recyclingtechnik, Mo'nchebergstraÙe Germany 3, 34109 Kassel, 1998*
- [3] CHRISTOPHE POILANE, ALEXANDRE VIVET, LADAN MOMAYEZ, BESSEM BEN DOUDOU, M'HAMED AYACHI, ET JUN CHEN, « Mechanical properties of flax/epoxy industrial prepregs », *Laboratoire de Recherche sur les Propriétés des Matériaux Nouveaux L.R.P.M.N. E.A.4257 Université de Caen Basse-Normandie – IUT d'Alençon, JNC 16, 2009*
- [4] MAYA JACOB JOHN, SABU THOMAS, « Biofibres and biocomposites », *School of Chemical Sciences, Mahatma Gandhi University, Priyadarshini Hills P.O., Kottayam, Kerala 686 560, India, 2007*
- [5] B.MASSETEAU, G.ALISE, A.ROY, « Rapport d'avancement Compochanvre », *CRITT Matériaux Poitou-Charentes, 17300 Rochefort, 2009*
- [6] K. CHARLET, « Contribution à l'étude de composites unidirectionnels renforcés par des fibres de lin ». UFR sciences, *Ecole Doctorale SIMEN, 2008*
- [7] SICOMIN®, « Fiche technique résine époxy SR1500 », SICOMIN, 2009
- [8] D. GAY, « Matériaux composites », 5^{ème} édition révisée, Lavoisier, 2005
- [9] COMMISSION DE NORMALISATION, « Norme XP T25-501-2 », *Détermination des propriétés mécaniques en traction de fibres unitaires de lin, 2010*
- [10] PROF. RAFIC YOUNES « Cours Matériaux composites » *Master Mécanique 3M Beyrouth, 2008*
- [11] J.C.HALPIN, J.L.KARDOS, « A Review of the Halpin-Tsai Equations », *Materials Research Laboratory and Department of Chemical Engineering at Washington University, 1971*
- [12] FRANCK MICHAUD, « Rhéologie de panneaux composites bois/thermoplastiques sous chargement thermomécanique : Aptitude au postformage », *faculté de foresterie et de géomatique université laval québec, canada, 2003*
- [13] BO MADSEN, ANDERS THYGESEN, HANS LILHOLT, « Plant fibre composites – porosity and stiffness », 2008
- [14] CHUN LIA, KEVIN POTTERA, MICHAEL R. WISNOMA, GRAEME STRINGER, « In-situ measurement of chemical shrinkage of MY750 epoxy resin by a novel gravimetric method », *University of Bristol, Department of Aerospace Engineering, Bristol BS8 1TR, UK, Structures & Materials Centre, QinetiQ, Farnborough Hants, GU14 0LX, UK, 2003*