

---

# Identification des coefficients d'amortissement de matériaux composites à fibres de lin

**Khouloud Cheour<sup>1</sup>, Mustapha Assarar<sup>1</sup>, Daniel Scida<sup>1</sup>,  
Rezak Ayad<sup>1</sup>, Xiao-Lu Gong<sup>2</sup>**

1. *Laboratoire d'Ingénierie et Sciences des Matériaux, Université de Reims  
Champagne-Ardenne, IUT de Troyes  
9 rue de Québec, CS 90396-10026 Troyes, France  
khouloud.cheour@univ-reims.fr*

2. *Laboratoire des Systèmes Mécaniques et d'Ingénierie Simultanée  
Institut Charles Delaunay, Université de Technologie de Troyes  
12 rue Marie Curie, CS 4206 - 10004 Troyes Cedex, France*

---

*RÉSUMÉ. Cette étude a pour but d'évaluer les propriétés dynamiques, en particulier celles d'amortissement, concernant les matériaux composites constitués de différentes matrices, époxyde et polypropylène (PP), et renforts à base de tissus quasi-unidirectionnels de lin, carbone et verre. De ce fait, une analyse modale expérimentale est menée afin d'identifier les amortissements et les fréquences propres. Ensuite, une modélisation par éléments finis est réalisée pour déterminer les coefficients élastiques ( $E_L$ ,  $E_T$  et  $G_{LT}$ ) et d'amortissement ( $\eta_{11}$ ,  $\eta_{22}$  et  $\eta_{66}$ ) à partir des résultats expérimentaux. L'étude révèle que le stratifié lin/époxyde possède des propriétés mécaniques spécifiques comparables à celles du stratifié verre/époxyde mais avec de meilleurs pouvoirs d'amortissement, ce qui montre qu'il peut remplacer partiellement ou totalement le composite verre/époxyde. De plus, le stratifié lin/PP s'est révélé plus performant en termes d'amortissement mais ses faibles coefficients élastiques le rendent moins compétitif.*

*ABSTRACT. This work aims at studying the dynamic properties of composite materials with several matrices and quasi-unidirectional fabrics with flax, carbon and glass fibres. For this purpose, a free flexural vibrations analysis was performed to characterise mechanical and dynamical properties of these materials. In-plane elastic moduli and loss factors were then identified by finite element analysis. Obtained results showed that flax/epoxy composite had specific mechanical properties similar to glass/ epoxy composite with interesting damping properties. This specificity makes it an interesting candidate to substitute partially or totally glass/epoxy composite. In addition, results showed that Flax/PP laminate is also very interesting to reduce vibration damping but its low elastic moduli makes it less competitive.*

*MOTS-CLÉS : composite à fibres de lin, vibrations libres, éléments finis, amortissement.*

*KEYWORDS: flax fibre composite, free vibrations, finite element, damping.*

---

DOI:10.3166/RCMA.26.367-382 © Lavoisier 2016

### Extended abstract

This work aims at studying the influence of the matrix and the reinforcement fibre on the mechanical and damping properties of several composite materials. For this purpose, we chose to compare in the one hand, quasi-unidirectional flax fibre composites with glass fibre and carbon fibre reinforced epoxy, and in the other hand, flax/epoxy with flax/polypropylene composites. Materials used in this study were all manufactured by press platen process. Different lengths (240, 260 and 280 mm) of specimen and different fibre orientations ( $0^\circ$ ,  $90^\circ$  and  $45^\circ$ ) were chosen in this study. A free flexural vibrations analysis was performed to characterise the dynamical properties of the studied materials. A rubber was used to support the specimen vertically in order to have a free-free configuration. Once suspended, the specimen was excited in different points using an impulse hammer PCB 086C03 and the vibrations were detected by an accelerometer PCB 352C23. Excitation and response signals were digitalized by LMS SCADAS dynamic analyser. Note that five specimens of each length and fibre orientation were tested. Natural frequencies, loss factors and deformed shapes were estimated by LMS PolyMAX method. Elastic coefficients and loss factors of the studied materials were identified using the results of free vibration test combined with finite element method. Obtained results showed that composite with carbon fibres had better performance than other materials, especially in the longitudinal direction (fibre direction). A comparison between specific properties and loss factors was made to justify the choice of flax fibre reinforced composites. Results showed that flax fibre reinforced epoxy almost had the same modulus of glass fibre reinforced epoxy with better damping properties. It has also been proven that increasing the number of layers can lead to have better stiffness of flax fibres composites, so as to reach glass fibre composites stiffness. So, in some cases where there is no restriction on dimensions, flax fibres can replace glass fibres in the reinforcement of composite materials. Concerning flax/PP, despite its higher biodegradability and damping properties, its low elastic moduli makes it less competitive.

### 1. Introduction

Les matériaux composites à base de fibres naturelles séduisent de plus en plus les industriels. En effet, comparativement aux fibres synthétiques, les fibres naturelles présentent plusieurs avantages et leur élaboration ne demande que peu d'apport énergétique (Pervaiz et Sain, 2003). Leur faible masse volumique permet de réduire les impacts environnementaux liés au transport (Joshi *et al.*, 2004) et leur biodégradabilité offre des solutions avec peu d'impact sur l'environnement en fin de vie (Karmaker *et al.*, 1994). Dans le but de réduire l'impact environnemental des matériaux, les composites à renfort naturel sont de plus en plus étudiés afin d'évaluer leurs capacités à remplacer les fibres synthétiques (Shah *et al.*, 2013 ; Hughes *et al.*, 2007 ; Wambua *et al.*, 2003 ; Le Duigou *et al.*, 2011 ; Liu *et al.*, 2007 ; Yan *et al.*, 2012 ; Joshi *et al.*, 2004). La synthèse de ces travaux de recherche a montré que les fibres végétales extraites des tiges, comme le lin et le chanvre, ont des propriétés mécaniques intéressantes et qui peuvent rivaliser avec les fibres de

verre (Baley, 2005). De ce fait, de nombreux travaux ont été menés pour identifier le comportement mécanique et l'endommagement des composites à fibres végétales (Ku *et al.*, 2011). Les performances intrinsèques des composites à fibres naturelles, ainsi que la compatibilité fibre/matrice ont déjà été étudiées par de nombreux auteurs (Assarar *et al.*, 2011 ; El-Abbassi *et al.*, 2015 ; Poilâne *et al.*, 2014).

S'agissant du comportement dynamique de ces matériaux, la plupart des travaux de recherche ont été menés en utilisant l'analyse mécanique dynamique (DMA). Il s'agit en effet d'une méthode indispensable pour déterminer les propriétés viscoélastiques des polymères cristallins et de certains matériaux composites. Par exemple, Wielage *et al.* (2003) ont montré par cette méthode que les propriétés d'amortissement des composites renforcés par des fibres de lin à température ambiante sont plus intéressantes que celles des composites à fibres de verre et à fibres de carbone.

Concernant le comportement vibratoire des composites à fibres végétales, quelques travaux de recherche ont déjà mis en avant, via des essais expérimentaux, leur performance en termes d'amortissement, à partir de poutres en vibrations libres (Prabhakaran *et al.*, 2014 ; Duc *et al.*, 2014b). Malgré cet intérêt croissant, il apparaît néanmoins que peu d'auteurs se sont intéressés à leur comportement en vibration. En effet, les vibrations structurales sont indésirables et peuvent engendrer plusieurs problèmes tels que la fatigue structurale, la transmission des vibrations à d'autres systèmes ainsi que le bruit dû au rayonnement acoustique. Ainsi, il est nécessaire de prendre en compte l'amortissement dû au matériau et de l'optimiser en fonction des constituants de la structure, afin de réduire les vibrations structurales.

L'objectif de ce travail est de mettre en place un processus d'analyse expérimentale de l'amortissement de matériaux composites à fibres de lin, et de comparer les résultats à ceux obtenus sur des matériaux composites traditionnels (à fibres de verre et de carbone). Les différents coefficients d'amortissement de ces matériaux sont déterminés en considérant les valeurs de l'amortissement obtenues pour des orientations de fibres égales à  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$ . Cette démarche est effectuée en combinant les résultats expérimentaux à une modélisation par éléments finis, basée sur une procédure énergétique. L'objectif de cette analyse est d'identifier à la fois les modules de l'ingénieur  $E_L$ ,  $E_T$  et  $G_{LT}$  et les coefficients d'amortissement  $\eta_{11}$ ,  $\eta_{22}$  et  $\eta_{66}$  suivant les directions longitudinale (1), transverse (2) et dans le plan (1, 2).

## 2. Matériaux et procédure expérimentale

### 2.1. Matériaux et mise en œuvre

Afin d'étudier l'influence de la matrice sur l'amortissement et les propriétés mécaniques, notre choix s'est porté sur un composite constitué d'une résine thermoplastique polypropylène (PP) ou thermodurcissable (résine époxyde), avec un renfort quasi unidirectionnel à fibres de lin. L'influence de la nature de la fibre a également été analysée, en comparant les composites lin/époxyde, verre/époxyde et carbone/époxyde.

Ces matériaux ont été élaborés par thermocompression à l’Institut de formation technique supérieur (IFTS) de Charleville-Mézières. Les différentes couches de tissus quasi unidirectionnel sont imprégnées une par une par la résine époxyde SR1500 associée au durcisseur SD2503, tous les deux commercialisés par la société Sicomin. Une fois imprégnés, ces tissus sont mis dans une thermo-presse sous une pression de 6 bars et une température de 40 °C durant trois heures et demie. Pour le composite lin/PP, les tissus utilisés contiennent à la fois des filaments de fibres de lin et de PP et ont été mis en œuvre en utilisant le même procédé, tout en respectant le cycle de fabrication préconisé par le fournisseur (figure 1). Le tableau 1 présente les différents stratifiés élaborés, leur désignation et leurs caractéristiques principales. La mise en œuvre a été faite dans les mêmes conditions avec le même nombre de couches. La nature du renfort (à fibres de lin, de verre et de carbone) et le grammage des tissus secs expliquent les différences au niveau des fractions volumiques des composites.

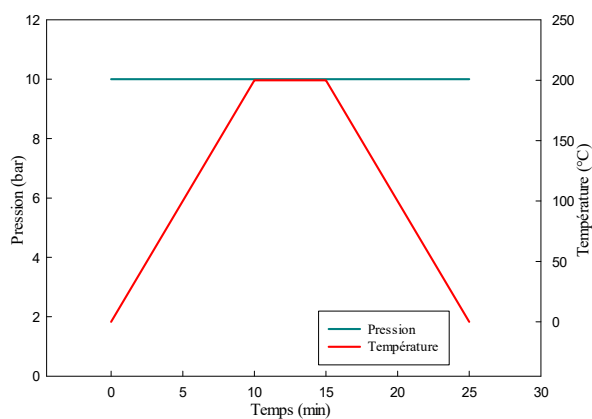


Figure 1. Cycle de cuisson du composite Lin/PP

Tableau 1. Matériaux de l'étude, avec leur désignation et leurs caractéristiques principales

Stratifié	Désignation	Grammage du tissu (g/m <sup>2</sup> )	Rapport Trame/Chaîne	Fraction vol. V <sub>f</sub>	Épaisseur (mm)	Masse vol. (kg/m <sup>3</sup> )
Lin/Epoxyde	SLE	200	9/91	0,35	4,80	1210
Lin/PP	SLPP	220	9/91	0,32	3,01	1010
Verre/Epoxyde	SVE	300	9/91	0,54	2,01	1950
Carbone/Epoxyde	SCE	300	6/94	0,58	2,35	1460

Les plaques de matériaux ainsi élaborées sont ensuite découpées avec une tronçonneuse à disque diamanté pour obtenir des éprouvettes sous forme de poutre de différentes dimensions et orientations à 0, 90 et 45°.

## 2.2. Protocole expérimental

L'analyse modale expérimentale a pour objectif de caractériser les propriétés dynamiques des matériaux étudiés. La figure 2 montre le dispositif expérimental utilisé. Les éprouvettes de type poutre sont testées dans une configuration libre-libre, en accrochant l'éprouvette en position verticale à l'aide d'un élastique. Une fois suspendue, celle-ci est excitée en différents points en utilisant un marteau d'impact (PCB 086C03). Les vibrations sont détectées à l'aide d'un accéléromètre (PCB 352C23) fixé sur l'éprouvette avec de la cire. Ensuite, des relevés de mesures ont été effectués en différents points (préalablement définis sur l'éprouvette), Afin de reconstituer les modes propres et les déformées modales des poutres étudiées (figure 2). Les éprouvettes testées ont une largeur fixe égale à 26 mm et différentes longueurs : 240, 260 et 280 mm. Ces dimensions ont été choisies pour réduire l'effet de la rigidité du fil élastique et la masse de l'accéléromètre sur les fréquences propres et les amortissements modaux. En outre, la variation de la longueur des éprouvettes sert essentiellement à varier le pic de la fréquence de résonance.

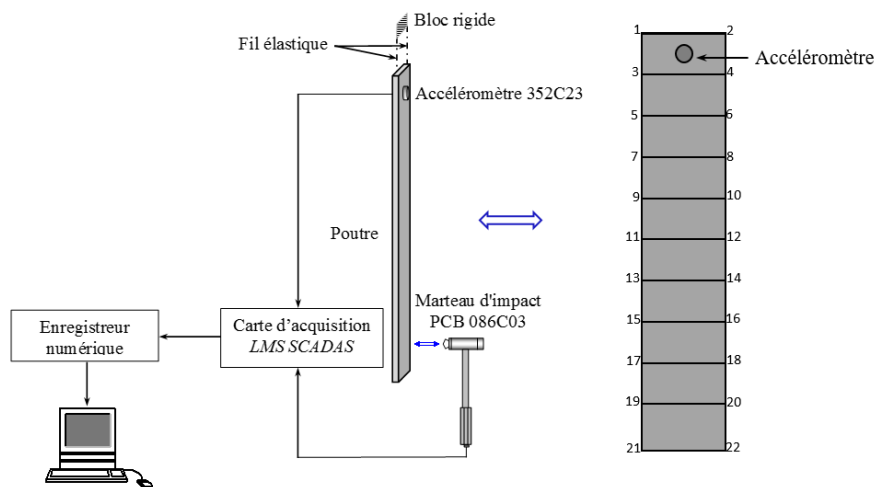


Figure 2. Dispositif expérimental dans le cas d'une excitation par impact

L'excitation et la réponse du matériau sont enregistrées par le système d'analyse dynamique LMS SCADAS. Afin de pouvoir identifier directement les facteurs de pertes, les fréquences propres et les déformées modales, la géométrie de l'éprouvette

et les coordonnées des points excités sont préalablement définies dans le système d'analyse.

Cinq échantillons de chaque longueur, orientation et matériau sont testés. Les résultats présentés dans cet article sont la moyenne des valeurs obtenues pour les cinq éprouvettes. En effet, pour chaque éprouvette testée, le logiciel récupère l'ensemble des réponses fréquentielles de tous les points testés. Il génère, par la suite, la courbe de réponse en fréquence somme de tous les points de l'éprouvette. Cette courbe nous permet de déterminer les facteurs de perte, les fréquences propres et les déformées modales. La moyenne de ces valeurs a été prise en compte pour estimer au mieux le comportement du matériau. Les fréquences propres et les facteurs de perte sont estimés par la méthode POLYMAX qui est une version améliorée de la méthode des moindres carrés élaborée par LMS Siemens.

### 3. Analyse par éléments finis

Afin d'identifier les propriétés dynamiques des matériaux de l'étude dans les 3 directions, les poutres ont été modélisées par éléments finis. L'élément utilisé dans cette analyse est l'élément coque multicouche S4 à quatre nœuds d'ABAQUS (figure 3). Cet élément est basé sur la théorie des stratifiés sans cisaillement transverse (Berthelot, 2012). Après le calcul des fréquences propres par éléments finis, l'analyse donne également, pour chacune des fréquences, les valeurs des contraintes et des déformations sur les faces inférieure (l) et supérieure (u) de chaque couche  $k$  de chaque élément de la structure (figure 3) :

$$\begin{aligned} & \sigma_{11}^{k,e}, \sigma_{21}^{k,e}, \sigma_{6l}^{k,e} \\ & \sigma_{1u}^{k,e}, \sigma_{2u}^{k,e}, \sigma_{6u}^{k,e}, \\ & \varepsilon_{11}^{k,e}, \varepsilon_{21}^{k,e}, \varepsilon_{6l}^{k,e}, \\ & \varepsilon_{1u}^{k,e}, \varepsilon_{2u}^{k,e}, \varepsilon_{6u}^{k,e}, \end{aligned} \quad (1)$$

L'énergie de déformation en membrane  $U^e$  d'un élément fini  $e$  est explicitée en fonction des énergies dans les axes du matériau sous la forme :

$$U^e = U_{11}^e + U_{22}^e + U_{66}^e. \quad (2)$$

avec

$$\begin{aligned} U_{11}^e &= \frac{1}{2} \iiint \sigma_1 \varepsilon_1 dx dy dz, \\ U_{22}^e &= \frac{1}{2} \iiint \sigma_2 \varepsilon_2 dx dy dz, \\ U_{66}^e &= \frac{1}{2} \iiint \sigma_6 \varepsilon_6 dx dy dz, \end{aligned} \quad (3)$$

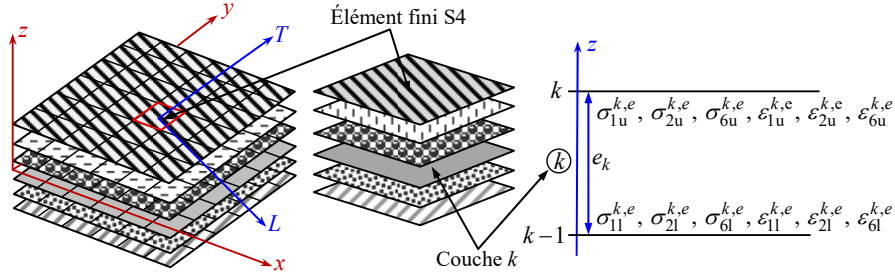


Figure 3. Schématisation des contraintes de la couche  $k$  d'un élément fini S4

La théorie des stratifiés considère un champ de déplacements en membrane qui varie linéairement dans l'épaisseur du matériau. Il en résulte que les contraintes et les déformations planes sont de la forme :

$$\begin{aligned}\sigma_p^{k,e} &= a_{1p}^{k,e}(x, y) z + b_{1p}^{k,e}(x, y), \\ \varepsilon_p^{k,e} &= a_{2p}^{k,e}(x, y) z + b_{2p}^{k,e}(x, y).\end{aligned}\quad p = 1, 2, 6 \quad (4)$$

avec

$$\begin{aligned}a_{1p}^{k,e} &= \frac{\sigma_{pu}^{k,e} - \sigma_{p1}^{k,e}}{h^{k,e}}, & a_{2p}^{k,e} &= \frac{\varepsilon_{pu}^{k,e} - \varepsilon_{p1}^{k,e}}{h^{k,e}}, \\ b_{1p}^{k,e} &= \sigma_{pu}^{k,e} - (\sigma_{pu}^{k,e} - \sigma_{p1}^{k,e}) \frac{z^{k,e}}{h^{k,e}}, & b_{2p}^{k,e} &= \varepsilon_{pu}^{k,e} - (\varepsilon_{pu}^{k,e} - \varepsilon_{p1}^{k,e}) \frac{z^{k,e}}{h^{k,e}}.\end{aligned}\quad (5)$$

$e_k$  est l'épaisseur de la couche  $k$  et  $h_k$  est la cote suivant  $z$  de la face supérieure de la couche  $k$ .

L'énergie  $U^{k,e}$  relative à la couche  $k$  de l'élément  $e$  s'écrit sous la forme :

$$U^{k,e} = U_{11}^{k,e} + U_{22}^{k,e} + U_{66}^{k,e} \quad (6)$$

avec

$$\begin{aligned}
U_{11}^{k,e} &= \frac{1}{2} \iiint_k \sigma_1^{k,e} \varepsilon_1^{k,e} dx dy dz = \frac{S_e}{2} \int_k \sigma_1^{k,e} \varepsilon_1^{k,e} dz, \\
U_{22}^{k,e} &= \frac{1}{2} \iiint_k \sigma_2^{k,e} \varepsilon_2^{k,e} dx dy dz = \frac{S_e}{2} \int_k \sigma_2^{k,e} \varepsilon_2^{k,e} dz, \\
U_{66}^{k,e} &= \frac{1}{2} \iiint_k \sigma_6^{k,e} \varepsilon_6^{k,e} dx dy dz = \frac{S_e}{2} \int_k \sigma_6^{k,e} \varepsilon_6^{k,e} dz.
\end{aligned} \tag{7}$$

$S_e$  est la surface de l'élément fini  $e$ .

L'évaluation de l'amortissement déduite de l'analyse par éléments finis peut être abordée par l'approche énergétique (Assarar *et al.*, 2009). L'énergie de déformation totale emmagasinée dans la structure peut se mettre sous la forme :

$$U = U_{11} + U_{22} + U_{66} \tag{8}$$

avec

$$\begin{aligned}
U_{11} &= \sum_{\text{elements},e} \sum_{\text{layers},k} U_{11}^{k,e}, \\
U_{22} &= \sum_{\text{elements},e} \sum_{\text{layers},k} U_{22}^{k,e}, \\
U_{66} &= \sum_{\text{elements},e} \sum_{\text{layers},k} U_{66}^{k,e}.
\end{aligned} \tag{9}$$

Ensuite, l'énergie dissipée par amortissement dans la couche  $k$  de l'élément fini  $e$  est exprimée en introduisant les facteurs de perte, par :

$$\Delta U_k^e = \eta_{11k}^e U_{11k}^e + \eta_{22k}^e U_{22k}^e + \eta_{66k}^e U_{66k}^e \tag{10}$$

Les facteurs de perte sont évalués dans les axes  $(L, T)$  du matériau pour chaque couche :  $\eta_{11k}^e$  et  $\eta_{22k}^e$  sont respectivement les facteurs de perte en traction-compression dans les directions  $L$  et  $T$ ,  $\eta_{66k}^e$  est le facteur de perte en cisaillement dans le plan  $(L, T)$ .

L'énergie dissipée par amortissement dans l'élément fini  $e$  s'exprime par :

$$\Delta U^e = \sum_{k=1}^n \Delta U_k^e, \tag{11}$$

et l'énergie totale dissipée  $\Delta U$  dans la structure est donnée par :



$$\Delta U = \sum_{\text{éléments}} \Delta U^e \quad (12)$$

Finalement le calcul de l'amortissement par éléments finis peut être obtenu par :

$$\eta = \frac{\Delta U}{U} \quad (13)$$

Les formulations présentées ci-dessus, seront appliquées par la suite aux différents matériaux composites de l'étude, afin de déterminer les coefficients élastiques et les facteurs de perte.

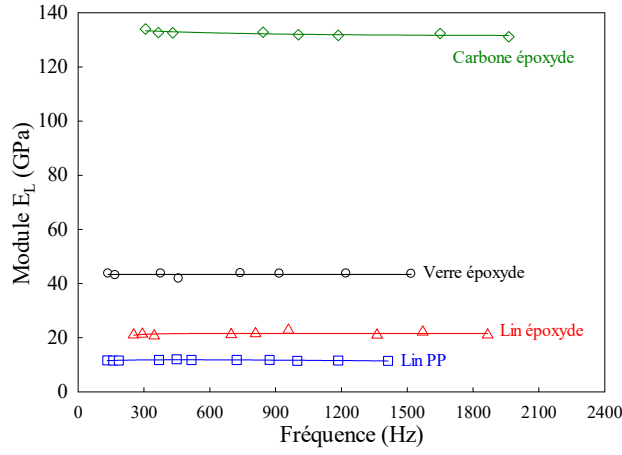
## 4. Résultats et discussion

### 4.1. Evaluation des coefficients élastiques

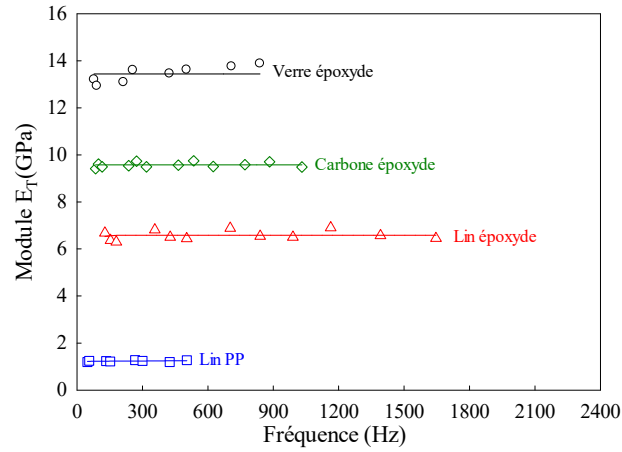
Les coefficients élastiques ( $E_L$ ,  $E_T$  et  $G_{LT}$ ) des composites sont déterminés à partir des tests de vibration en flexion effectués sur les éprouvettes orientées à 0, 45 et 90°. Il est à noter que les fréquences propres de la poutre orientée à 0° et 90° dépendent, respectivement, des modules longitudinal  $E_L$  et transversal  $E_T$ . De ce fait, les différents modules peuvent être déterminés à partir des fréquences propres obtenues par l'analyse modale expérimentale. Ainsi, pour une orientation des fibres à 0°, une identification de  $E_L$  est menée à l'aide d'une méthode itérative en faisant varier à chaque itération la valeur de ce module de telle manière que les fréquences propres obtenues numériquement et expérimentalement soient égales. Cette procédure est également appliquée pour une orientation à 90°, ce qui permet de déterminer le module  $E_T$ . En tenant compte des valeurs de  $E_L$  et  $E_T$  obtenues précédemment et leurs évolutions en fonction de la fréquence, le module de cisaillement  $G_{LT}$  est identifié de la même manière avec des poutres orientées à 45°.

La figure 4 montre les résultats obtenus pour les quatre matériaux étudiés. Elle met en évidence les performances du stratifié à fibres de carbone (SCE) par rapport aux autres matériaux, particulièrement pour le module longitudinal. Le composite à fibre de verre (SVE) montre des propriétés meilleures pour le module transversal, qui s'explique en partie avec le nombre plus important de fils de trame dans le tissu.

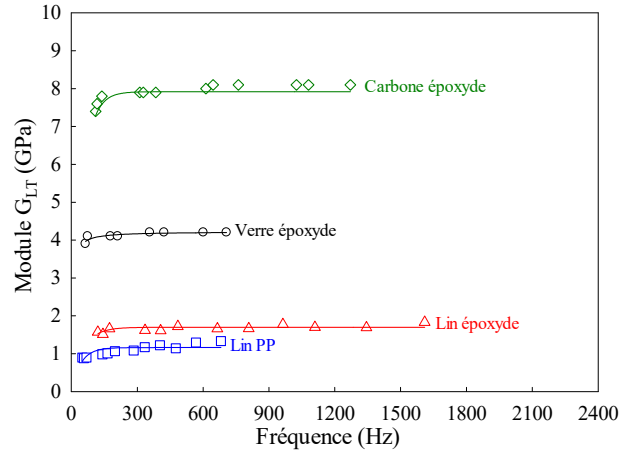
Pour souligner l'influence de la résine, le stratifié lin-PP (SLPP) a été comparé au lin-époxyde (SLE). Ce dernier présente des coefficients élastiques meilleurs de 78 %, 441 % et 45 % pour respectivement  $E_L$ ,  $E_T$  et  $G_{LT}$ . Cela s'explique d'abord par le fait que la résine époxyde possède des meilleures propriétés mécaniques que le PP. Cependant, l'écart est particulièrement important pour le module  $E_T$ , qui est lié à un problème d'adhésion fibre/matrice PP, expliquant aussi les faibles coefficients élastiques du composite SLPP. En utilisant la loi des mélanges, le module longitudinal du stratifié SLPP devrait être égal à 16 GPa alors que les valeurs du module obtenu expérimentalement n'excèdent pas 11 GPa. Soit, environ 30,5 % moins que la valeur théorique, révélant ainsi l'existence du problème d'adhésion.



(a)



(b)



(c)

Figure 4. Évolution des coefficients élastiques en fonction de la fréquence :  
(a)  $E_L$  (b)  $E_T$  et (c)  $G_{LT}$

Un des avantages des composites à renfort végétal est d'être plus légers que les composites à fibres de carbone ou à fibres de verre. Pour cela, une comparaison des modules spécifiques ( $E/\rho$ ) est plus pertinente pour justifier l'intérêt de ces matériaux.

La figure 5 présente les trois modules spécifiques des matériaux étudiés à 200 Hz. Dans la direction des fibres ( $\theta = 0^\circ$ ), le composite à fibres de carbone garde toujours les meilleures performances. Par contre, celles du stratifié lin-époxyde (SLE) deviennent comparables aux performances du stratifié à fibres de verre (SVE). Ce résultat a été constaté également par Duc *et al* (2014a). Ces auteurs ont montré que les composites à fibres de lin ont des propriétés mécaniques spécifiques similaires à celles des composites à fibres de verre. Enfin, bien qu'il soit le plus léger, le stratifié lin-PP (SLPP) présente, à 90 et 45°, des modules spécifiques relativement faibles par rapport aux autres stratifiés.

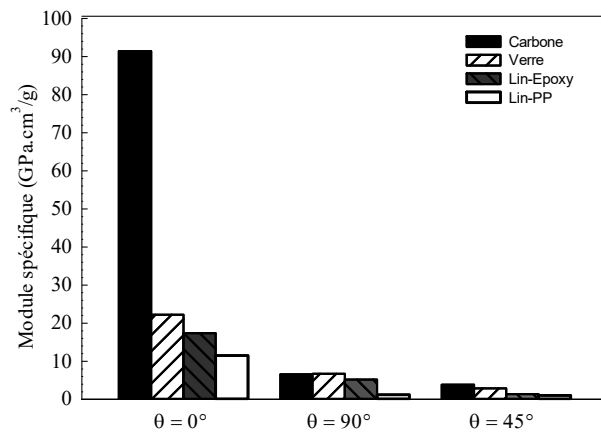
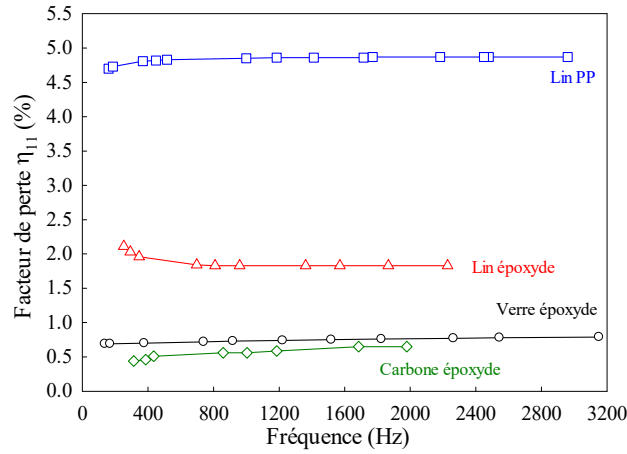


Figure 5. Modules spécifiques des différents matériaux à 200Hz suivant l'orientation

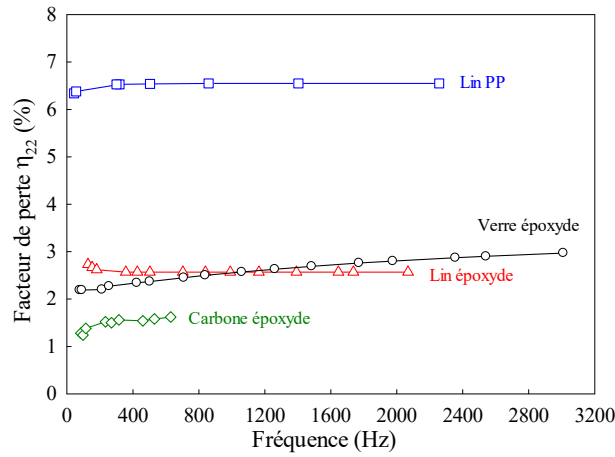
#### 4.2. Identification des coefficients d'amortissement

La formulation par éléments finis, présentée en section 3, est appliquée aux différents matériaux composites de l'étude. Ainsi, les facteurs de perte  $\eta_{11}$ ,  $\eta_{22}$  et  $\eta_{66}$  sont déterminés de manière à combiner les résultats expérimentaux et la procédure énergétique développée précédemment. Le principe est d'ajuster les courbes obtenues par éléments finis et celle déduites de l'analyse expérimentale pour les trois orientations des fibres ( $0^\circ$ ,  $90^\circ$ , et  $45^\circ$ ).

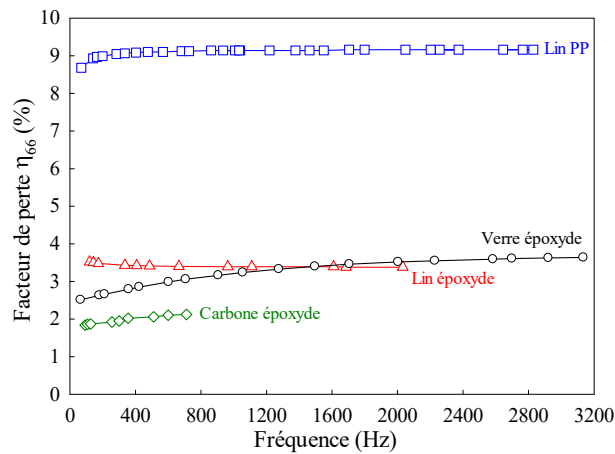
La figure 6 indique, pour les matériaux SVE, SLPP et SCE, que le facteur de perte augmente légèrement avec la fréquence puis devient constant. Le constat est différent pour le matériau SLE, pour lequel on observe une légère diminution du facteur de perte avec la fréquence qui se stabilise aussi par la suite.



(a)



(b)



(c)

Figure 6. Variation amortissement en fonction de la fréquence pour les composites lin/époxyde, lin/PP, verre/époxyde et carbone/époxyde : (a)  $\eta_{11}$  (b)  $\eta_{22}$  et (c)  $\eta_{66}$

Le stratifié lin-PP (SLPP) montre le meilleur pouvoir amortissant dans les trois directions. Cela prouve que pour un même renfort (à fibres de lin), le choix de la matrice influence considérablement le facteur de perte. En comparant les stratifiés lin-PP (SLPP) et lin-époxyde (SLE), on observe une augmentation de 166 %, 155 % et 171 % du facteur de perte pour les orientations 0, 90 et 45°. Ces résultats sont similaires à ceux de Wielage *et al.* (1999). En effet, ces auteurs ont étudié les propriétés dynamiques du polypropylène renforcé par des fibres de lin, de chanvre ou de verre. Ils ont montré que pour une fraction de 30 %, le facteur de perte du composite à fibres de lin est supérieur à celui du composite renforcé par des fibres de verre. Les bonnes propriétés du SLPP peuvent être expliquées par l'association du pouvoir amortissant de la fibre de lin avec celui du PP. De plus, le problème d'adhésion fibre/matrice pour ce matériau favorise davantage les frottements au niveau de l'interface, ce qui contribue également à l'amélioration des facteurs de perte (Vanwalleghem *et al.*, 2016).

Les performances des stratifiés lin-époxyde (SLE) et verre-époxyde (SVE) en terme d'amortissement sont presque les mêmes pour une orientation des fibres égale à 45 et 90°. Par contre, un facteur de perte plus important est observé pour le stratifié SLE dans la direction des fibres comparé au stratifié SVE (augmentation de 132 %). Ces résultats sont en adéquation avec ceux obtenus par Duc *et al.* (2014a). Ils ont montré que les composites à fibres de lin et matrice époxyde ont un meilleur pouvoir amortissant comparés aux composites à fibres de verre. Cette amélioration du pouvoir d'amortissement est, selon nous, essentiellement liée à la structure de la fibre élémentaire de lin, en particulier aux frictions qui sont possibles entre les parois intracellulaires (entre les microfibrilles de cellulose, la matrice d'hémicellulose et de lignine) d'une part et les parois intercellulaires d'autre part. Soulignons que l'augmentation du facteur de perte peut être liée à la phase d'élaboration du tissu, à partir de fils torsadés ou non (Duc *et al.*, 2014b). Concernant les composites à fibres de carbone, en dépit de ses bonnes propriétés mécaniques, le stratifié SCE présente un facteur de perte très faible pour les trois orientations des fibres.

## 5. Discussion

L'étude menée en section précédente a montré que les matériaux composites à fibres de lin ont des propriétés mécaniques spécifiques comparables à celles du verre avec des meilleures capacités pour amortir les vibrations.

Il s'agit ici de mettre en valeur ces composites en réalisant une étude par éléments finis sur des poutres de composites lin-PP (SLPP), lin-époxyde (SLE) et verre-époxyde (SVE). Cette étude est menée d'abord à partir d'une poutre SVE de dimensions préalablement définies (épaisseur, longueur et largeur égales à 2, 4, 200 et 30 mm, respectivement). Cette poutre est choisie comme poutre de référence. Un calcul par éléments finis est donc fait en premier lieu avec cette poutre comme modèle afin d'identifier ses quatre premiers modes de flexion (Les 4 premières fréquences sont  $f_1 = 290$  Hz ;  $f_2 = 807,5$  Hz ;  $f_3 = 1603$  Hz ;  $f_4 = 2696,8$  Hz). On cherche ensuite à dimensionner les 2 poutres à fibres de lin (SLE et SLPP) pour

qu'elles aient la même rigidité en flexion que le matériau de référence (à fibres de verre). Il est à noter que les deux poutres composites lin-PP et lin-époxyde ont la même longueur et largeur que la poutre de référence. C'est en variant l'épaisseur de ces composites, jusqu'à l'obtention d'une égalité entre ses fréquences propres et celles de la poutre en SVE, que l'on peut dire qu'il y a une égalité entre les rigidités de flexion.

Les résultats de cette étude ont montré qu'une augmentation de l'épaisseur des poutres à renfort végétal par rapport au verre, de 17 % pour le SLE et de 37 % pour SLPP, peut garantir des rigidités égales. Ainsi, en augmentant le nombre de couches de renfort, les composites à fibres de lin peuvent présenter des rigidités de flexion similaires au composite à fibres de verre (SVE) tout en étant plus légers (environ 30 % de masse en moins). Cet avantage s'ajoute au pouvoir amortissant important des composites à fibre de lin déjà prouvé à l'étude précédente et dans la littérature. D'ailleurs Duc *et al* (2014b) ont montré que le remplacement du renfort unidirectionnel de verre par un renfort de même armure de lin améliore l'amortissement du composite de 133 %.

En conclusion, les composites à fibres de lin, comparés aux composites à fibres de verre, peuvent garantir à la fois la même rigidité en flexion associée à un pouvoir amortissant important et une légèreté remarquable.

## 6. Conclusion et perspectives

Cette étude a montré que les composites lin/époxyde possèdent des propriétés mécaniques spécifiques comparables à celles du composite verre/époxyde. De plus, les composites à fibre de lin présentent des propriétés d'amortissement supérieures à celles des composites à fibres synthétiques (verre et carbone). Il a été également montré qu'il est possible d'avoir des rigidités de flexion similaires en agissant sur le nombre de couches de tissus de lin. Cette solution, dans des applications qui n'exigent pas de contraintes dimensionnelles, permet de remplacer, dans les composites à résine époxyde, les tissus à fibres de verre par les tissus à fibres de lin dans le but de l'alléger et d'améliorer l'aptitude de la structure à amortir les vibrations. Pour le stratifié lin/PP, qui est le meilleur candidat en termes de biodégradabilité avec des facteurs de perte les plus élevés, le problème des faibles coefficients élastiques se pose. Ce problème pourrait éventuellement être atténué en modifiant le procédé de mise en œuvre du composite dans l'objectif d'améliorer l'adhésion fibres-matrice.

### *Remerciements*

*Nous tenons à remercier vivement la communauté d'agglomération « Le Grand Troyes » pour son soutien financier qui nous a permis de mener à bien ce travail.*

## Bibliographie

- Assarar M., El Mahi A., Berthelot J.M. (2009). Damping Analysis of Sandwich Composite Materials. *Journal of Composite Materials*, 43 (13), p. 1461-1485
- Assarar M., Scida D., El Mahi A., Poilâne C., Ayad R. (2011). Influence of water ageing on mechanical properties and damage events of two reinforced composite materials: Flax-fibres and glass-fibres. *Materials and Design*, 32, p. 788-795
- Baley C. (2005). Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites. *Techniques de l'ingénieur*, V1, réf : N2220.
- Baley C. (2006). Renforcement des polymères par des fibres végétales. *Revue des composites et matériaux avancés*, vol. 16. n°1.
- Berthelot J.M. (2012). *Matériaux composites. Comportement mécanique et analyse des structures*. Tec & Doc, Paris, 5<sup>e</sup> édition.
- Duc F., Bouran P.E., Plummer C.J.G., Manson J.A.E. (2014a). Damping of thermoset and thermoplastic flax fibre composites. *Composites Part A*, 64, p. 115-123
- Duc F., Bouran P.E., Manson J.A.E. (2014b). The role of twist and crimp on the vibration behaviour of flax fibre composites. *Composites science and technology*, 102, p. 94-99.
- El-Abbassi F.E., Assarar M., Ayad R., Lamdouar N. (2015). Effect of alkali treatment on Alfa fibre as reinforcement for polypropylene based eco-composites: Mechanical behaviour and water ageing. *Composite Structures*, 133, p. 451-457.
- Hughes J., Carpenter J., Hill C. (2007). Deformation and fracture behaviour of flax fibre reinforced thermosetting polymer matrix composites. *Journal of materials science*, 42 (7), p. 2499-2511.
- Joshi S.V., Drzal L.T., Mohanty A.K., Arora S. (2004). Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 35, p.371-6.
- Karmaker A.C., Hoffmann A., Hinrichsen G. (1994). Influence of water uptake on the mechanical properties of jute fiber-reinforced polypropylene. *Journal of Applied Polymer Science*, 54, p. 1803-7.
- Ku H., Wang H., Pattarachaiyakoop N., Trada M. (2011). A review on the tensile properties of natural fiber reinforced polymer composites. *Composites Part B: Engineering*, 42 (4), p. 856-873.
- Le Duigou A., Davies P., Baley C. (2011). Replacement of glass/unsaturated polyester composites by flax/PLLA biocomposites: is it justified? *Journal of Biobased Materials and Bioenergy*, 5 (4), p. 466-482
- Liu Q., Stuart T., Hughes M., Sharma H.S.S. (2007). Structural biocomposites from flax – Part II: the use of PEG and PVA as interfacial compatibilising agents. *Composites Part A*, 38 (5), p. 1403-1413
- Pervaiz M., Sain M.M. (2003). Carbon storage potential in natural fiber composites. *Resources, Conservation and Recycling*, 39, p. 325-40.
- Poilâne C., Cherif Z.E., Richard F., Vivet A., Ben Doudou B., Chen J. (2014). Polymer reinforced by flax fibres as a viscoelastoplastic material. *Composite Structures*, 112 (1), p. 100-112.

- Prabhakaran S., Krishnaraj V., Senthil Kumar M., Zitoune R. (2014). Sound and Vibration Damping Properties of Flax Fiber Reinforced Composites. *Procedia engineering*, 91, p. 573-581.
- Shah D.U., Schubel P.J., Clifford M.J. (2013). Can flax replace E-glass in structural composites? A small wind turbine blade case study. *Composites Part B*, 52, p. 172–181
- Vanwalleghem J., Ives De Baere I., Huysman S., Lapeire L., Verbeken K., Nila A., Vanlanduit S., Loccufier M., Van Paepegem W. (2016). Effective use of transient vibration damping results for non-destructive measurements of fibre-matrix adhesion of fibre-reinforced flax and carbon composites. *Polymer Testing*, 55(7), p. 269-277.
- Wambua P., Ivens J., Verpoest I. (2003). Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics? *Composites science and technology*, 63 (9), p. 1259–1264.
- Wielage B., Lampke Th., Marw G., Nestler K., Starke D. (1999). Thermogravimetric and differential scanning calorimetric analysis of natural fibres and polypropylene. *Thermochimica Acta*, 337, p. 169-177
- Wielage B., Lampke Th., Utschick H., Soergel F. (2003) Processing of natural-fibre reinforced polymers and the resulting dynamic–mechanical properties *Journal of Materials Processing Technology*, 139, p. 140–146
- Yan L., Chouw N., Yuan X. (2012). Improving the mechanical properties of natural fibre fabric reinforced epoxy composites by alkali treatment. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 31 (6), p. 425–437