



UNIVERSITÉ DE REIMS CHAMPAGNE-ARDENNE  
ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES TECHNOLOGIE SANTE (547)

# THÈSE EN CO-TUTELLE

Pour obtenir le grade de

**DOCTEUR DE L'ÉCOLE NATIONALE D'INGÉNIEURS DE SFAX**

*Discipline : SCIENCES POUR L'INGÉNIEUR*

Et

**DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE REIMS CHAMPAGNE-ARDENNE**

*Discipline : MÉCANIQUE DES SOLIDES, GÉNIE MÉCANIQUE, PRODUCTIQUE, TRANSPORT ET GÉNIE CIVIL*

*Spécialité : Mécanique*

Présentée et soutenue publiquement par

**Hajer HADIJI**

Le 17 décembre 2020

---

## ÉVALUATION DES PERFORMANCES DISSIPATIVES DES COMPOSITES NON-TISSÉS A FIBRES VÉGÉTALES POUR DES APPLICATIONS « AUTOMOBILE » : ANALYSES EXPÉRIMENTALE ET NUMERIQUE

---

Thèse dirigée par M. **Bassem ZOUARI** Professeur, École Nationale d'Ingénieurs de Sfax

Et par M. **Rezak AYAD** Professeur, Université de Reims Champagne-Ardenne

### JURY

Mme Emmanuelle ROUHAUD,	Professeur,	Université de Technologie de Troyes,	<b>Président</b>
M. Gildas LHOSTIS,	Professeur,	Université de Haute-Alsace,	<b>Rapporteur</b>
M. Yamen MAALEJ,	Professeur,	Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tunis,	<b>Rapporteur</b>
M. Anas BOUGUECHA,	Professeur,	Université de Gafsa,	<b>Examineur</b>
M. Karim BEHLOULI,	PDG,	Ecotechnilin,	<b>Invité</b>
M. Bassem ZOUARI,	Professeur,	Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax,	<b>Directeur</b>
M. Rezak AYAD,	Professeur,	Université de Reims Champagne-Ardenne,	<b>Directeur</b>
M. Mustapha ASSARAR,	MCF-HDR,	Université de Reims Champagne-Ardenne,	<b>Co-Directeur</b>
M. Wajdi ZOUARI,	MCF-HDR,	Université de Reims Champagne-Ardenne,	<b>Co-Encadrant</b>



## Production scientifique

En plus de ce mémoire de thèse, ces travaux ont conduit à la publication et aux communications suivantes :

**Hadji H**, Assarar M, Zouari W, Pierre F, Behlouli K, Zouari B, Ayad R. Damping analysis of nonwoven natural fibre-reinforced polypropylene composite used in automotive interior parts. *Polymer Testing*, 2020;89:106692. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2020.106692>.

**Hadji H**, Assarar M, Zouari W, Behlouli K, Zouari B, Ayad R, Evaluation of the mechanical properties and damping performances of non-woven composites based on natural fibres, International Conference on Composites / nano-Engineering (ICCE-26), Paris, 15-21 Juillet 2018.

**Hadji H**, Zouari W, Assarar M, Behlouli K, Zouari B, Ayad R, Analysis of the damping properties of nonwoven natural fibre-reinforced polypropylene composites, Conférence EuroMaghrébine des BioComposites (Euromaghreb-2), Hammamet, Tunisie, 1-3 Novembre 2018.

**Hadji H**, Assarar M, Zouari W, Zouari B, Pierre. F, Behlouli K, Ayad R, Numerical modelling of the dynamic properties of porous nonwoven biocomposites using a 2.5D finite element model, Third Euromaghreb Conference: Sustainability and bio based Materials on the road of Bioeconomy, Rouen, France, Octobre 2020.



## Remerciements

C'est avec un grand plaisir que je réserve ces quelques lignes en signe de gratitude et de reconnaissance à tous ceux qui ont contribué à l'élaboration de ce projet doctoral.

Cette étude doctorale a été effectuée dans le cadre d'une collaboration sous forme de cotutelle de thèse internationale entre le laboratoire de Mécanique, Modélisation et Productique « LA2MP » de l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax (ENIS, Tunisie) et l'Institut de Thermique, Mécanique et Matériaux « ITheMM » (EA n° 7548) de l'Université de Reims Champagne-Ardenne (URCA, France), et en partenariat avec la société Ecotechnilin (France). Je tiens tout d'abord à remercier ces trois établissements pour leur financement qui m'a permis de mener à bien mes travaux de thèse.

J'adresse ensuite mes remerciements à Monsieur Gildas LHOSTIS, Professeur à l'Université de Haute-Alsace (France) et Monsieur Yamen MAALEJ, Professeur à l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tunis (Tunisie) pour avoir accepté d'examiner ce travail de thèse en tant que rapporteurs. Je remercie vivement Madame Emmanuelle ROUHAUD, Professeur à l'Université de Technologie de Troyes (France) et Monsieur Anas BOUGUECHA, Professeur à l'Université de Gafsa (Tunisie) pour m'avoir fait l'honneur d'examiner ce travail.

Je ne peux m'empêcher d'exprimer également toute ma reconnaissance à l'ensemble de mon équipe d'encadrement. Je commence par mon directeur de thèse côté tunisien, Monsieur Bassem ZOUARI, Professeur à l'ENIS, pour m'avoir fait confiance, pour sa disponibilité, pour son aide continue et pour m'avoir fait bénéficier de ses connaissances qui m'ont permis de mener à bien ce travail. J'adresse mes sincères remerciements et ma parfaite gratitude à mon directeur de thèse côté français, Monsieur Rezak AYAD, Professeur à l'URCA, pour son soutien immuable et pour son regard objectif et constructif apporté à mes travaux de thèse. Un grand merci également à mes co-encadrants, Messieurs Mustapha ASSARAR et Wajdi ZOUARI, Maîtres de Conférences-HDR à l'URCA. C'est grâce à leur disponibilité et leur conseils avisés que ce travail a pu aboutir. Les mots me manquent pour exprimer sincèrement toute ma gratitude et ma reconnaissance à Monsieur Karim BEHLOULI, Directeur Général de la société Ecotechnilin et Monsieur Floran PIERRE, responsable recherche et développement

au sein de la même société, pour m'avoir accueillie au sein de leur entreprise et orientée avec leur vision d'industriels et leurs connaissances approfondies sur les non-tissés. Grâce aux compétences de chacun, ces trois années ont été une source d'apprentissage, de travail d'équipe et d'échanges scientifiques constructifs.

Je souhaite également remercier la direction de l'IUT de Troyes et tous mes collègues du département GMP pour leur aide précieuse et leurs conseils. Je remercie également les techniciens du département GMP de l'IUT de Troyes pour leur aide précieuse afin d'assurer la réussite de mes essais expérimentaux ainsi que les membres du laboratoire L2n de l'Université de Technologie de Troyes pour leur disponibilité et leur aide dans les observations microscopiques.

Je tiens ensuite à remercier mes collègues de bureau, Belahcen, Adélaïde, Khouloud et Youssef pour toutes ces années partagées ensemble, ces sorties de week-end et tous les moments de soutien moral et de rigolade. Mes remerciements s'adressent aussi à mes amis du laboratoire LA2MP, Yosra et Ayda qui ont été présentes depuis le début de l'aventure doctorale avec leur encouragement et leur aide scientifique et soutien moral.

Je voudrais enfin adresser ma profonde reconnaissance à mes parents, mon très cher Mahdi, mes copains de toujours, Oumaima, Moez et Nour qui n'ont cessé de me soutenir, et surtout de m'encourager dans tout ce que j'ai entrepris. Merci également à tous les autres membres de ma famille pour leur soutien actif et leurs encouragements.

## Résumé

Cette thèse porte sur l'analyse expérimentale et numérique du comportement mécanique et vibratoire de composites non-tissés à fibres végétales. Nous déterminons tout d'abord leurs propriétés élastiques effectives à l'aide d'essais de traction. Les résultats obtenus mettent en exergue le caractère compétitif des composites non-tissés à fibres végétales par rapport à ceux renforcés par des fibres de verre, en combinant la rigidité avec la densité réduite. Nous analysons par la suite leurs propriétés dissipatives via une analyse modale expérimentale. Cette analyse montre en particulier le grand pouvoir dissipatif des composites non-tissés à fibres végétales. Nous menons ensuite une étude paramétrique sur un composite non-tissé renforcé par des fibres de lin, en faisant varier le taux de porosité ou la fraction volumique des fibres. Les résultats obtenus montrent que ces paramètres jouent un rôle majeur dans la dissipation d'énergie et que la porosité favorise l'absorption des vibrations au sein du composite. Enfin, nous proposons une modélisation numérique par éléments finis, 2D et 2.5D, qui tient compte des caractéristiques géométriques des fibres non-tissées, telles que leur forme, leur longueur et leur orientation ainsi que l'aspect aléatoire des porosités. Les deux modèles numériques proposés respectent bien les pourcentages de fraction volumique des fibres et de la porosité. En se basant sur les résultats expérimentaux, nous estimons, à l'aide d'une démarche inverse, les modules de Young des fibres végétales grâce au modèle 2D et leurs propriétés d'amortissement, via le modèle 2.5D.

**Mots clés :** Composite non-tissé, fibres naturelles, porosité, amortissement, modélisation par éléments finis.

## **Evaluation of the dissipative performance of nonwoven natural fibre-reinforced composites for «automotive» applications: experimental and numerical analyses**

### **Abstract**

This thesis deals with the experimental and numerical analysis of the mechanical and damping behaviour of nonwoven composites reinforced with natural fibres. Firstly, their elastic effective properties are determined by means of tensile tests. The obtained results highlight the competitiveness of nonwoven composites reinforced with natural fibres compared to those reinforced with glass fibres, by combining rigidity with reduced density. Then, we investigate their damping properties through free flexural vibration tests. This analyse shows in particular the high damping capacity of nonwoven composites reinforced with natural fibres. After that, we carry out a parametric study on a nonwoven composite reinforced with flax fibres, by varying the porosity content or the fibre volume fraction. The obtained results show that these two parameters have a major influence on the absorption of vibrations and that porosity promotes the energy dissipation within the composite. Finally, we propose 2D and 2.5D finite element models, that take into account the geometrical characteristics of the nonwoven fibres, such as their form, length and orientation as well as the random aspect of the porosities. Both proposed numerical models respect the fibre volume fraction and the porosity content. Based on the experimental results, we estimate, using an inverse approach, the Young's modulus of the natural fibres using the 2D model and their damping properties, via the 2.5D model.

**Keywords:** Nonwoven composite, natural fibres, porosity, damping, finite element modelling



## Tables des matières

<b>Liste des figures .....</b>	<b>IV</b>
<b>Liste des tableaux .....</b>	<b>IX</b>
<b>Introduction Générale.....</b>	<b>1</b>
<b>Chapitre I Analyse Bibliographique.....</b>	<b>7</b>
1. Analyse bibliographique .....	9
1.1. Introduction .....	9
1.2. Matériaux composites biosourcés .....	9
1.2.1. Généralités .....	9
1.2.2. Les fibres naturelles : types et performances.....	10
1.2.3. Différents types de matrices .....	19
1.2.4. Les non-tissés à base de fibres végétales.....	20
1.2.5. Procédé de mise en œuvre des biocomposites pour l'automobile .....	26
1.3. Analyses statique et dynamique du comportement des composites des composites non-tissés à fibres végétales .....	26
1.3.1. Caractérisation statique des biocomposites non-tissés .....	26
1.3.1. Amortissement des biocomposites .....	31
1.4. Modélisation numérique du comportement des non-tissés.....	35
1.5. Conclusion.....	39
<b>Chapitre II Présentation de la démarche expérimentale.....</b>	<b>41</b>
2. Présentation de la démarche expérimentale .....	43
2.1. Introduction .....	43
2.2. Mise en œuvre des composites de l'étude .....	43
2.2.1. Constituants .....	43
2.2.2. Mise en œuvre du composite à partir du feutre non-tissé.....	46
2.3. Démarche de caractérisation statique .....	47
2.4. Analyse modale expérimentale .....	49

2.4.1.	Méthodes d'évaluation des amortissements modaux .....	49
2.4.2.	Mesure de l'amortissement à partir des vibrations d'une poutre.....	53
2.4.3.	Protocole expérimental .....	56
2.5.	Conclusion.....	60
<b>Chapitre III Analyse expérimentale statique et dynamique des composites non-tissés . 61</b>		
3.	Analyse expérimentale statique et dynamique des composites non-tissés.....	63
3.1.	Introduction .....	63
3.2.	Comportement en traction des composites non-tissés.....	63
3.2.1.	Propriétés en traction monotone .....	63
3.2.2.	Etude paramétrique sur le composite non-tissé lin-PP .....	68
3.3.	Analyse du comportement en vibrations des composites non-tissés.....	75
3.3.1.	Influence du type de renfort.....	77
3.3.2.	Effet de l'orientation des fibres .....	82
3.3.3.	Influence de la fraction massique .....	82
3.3.4.	Impact du taux de porosité.....	85
3.4.	Conclusion.....	88
<b>Chapitre IV Modélisation numérique du comportement statique et vibratoire des composites non-tissés..... 91</b>		
4.	Modélisation numérique du comportement statique et vibratoire des composites non-tissés .....	93
4.1.	Introduction .....	93
4.2.	Démarche de la modélisation numérique plane .....	93
4.2.1.	Génération de l'espace des fibres .....	94
4.2.2.	Génération des porosités.....	98
4.2.3.	Modèle numérique 2D d'un composite non-tissé.....	101
4.3.	Résultats de la modélisation numérique plane : Comparaison avec l'expérience	105

---

4.4.	Estimation des propriétés dynamiques des composites non-tissés.....	108
4.4.1.	Génération du modèle 2,5D.....	108
4.4.2.	Convergence du maillage .....	109
4.4.3.	Estimation des fréquences propres .....	110
4.4.4.	Estimation du facteur de perte de la fibre de lin.....	112
4.5.	Conclusion.....	118
	<b>Conclusion générale .....</b>	<b>121</b>
	<b>Bibliographie.....</b>	<b>127</b>

## Liste des figures

Figure 1.1 Classification des fibres naturelles. ....	12
Figure 1.2 Plante, fleur et fibre de lin. ....	13
Figure 1.3 Structure de la fibre de lin: du faisceau aux microfibrilles de cellulose [36,52,53]. .....	15
Figure 1.4 Comportements mécaniques en traction des fibres de lin [49]. ....	16
Figure 1.5 Défauts présents sur des fibres de lin observées au MEB [36]. ....	16
Figure 1.6 (a) Plante et fibre de chanvre et (b) plante et fibre de kénaf. ....	18
Figure 1.7 Comparaison de l'environnement mécanique relatif et des propriétés économiques des composites: le module de Young par rapport au coût [72]. ....	19
Figure 1.8. Segmentation en volume des marchés applicatifs du non-tissé en Europe pour l'année 2011 [74]. ....	21
Figure 1.9 Exemples d'applications de non-tissés dans l'automobile : (a) Tableau de bord et (b) panneau de porte (Source Ecotechnilin). ....	22
Figure 1.10 Non-tissé : de la fibre ou du granulé de polymère à la structure de fibres ou de filaments entremêlés[74]. ....	22
Figure 1.11 Obtention du voile par cardage (adaptée de [77]). ....	24
Figure 1.12 Principe de l'étape de nappage [74]. ....	24
Figure 1.13 (a) Dispositif d'aiguillage et (b) zoom sur la prise de fibres par une aiguille [74]. .....	25
Figure 1.14 (a) Courbe de traction de composites non-tissés verre/polyester (courbe supérieure) et lin/polyester (courbe inférieure). (b) Rigidités spécifiques de composites non-tissés à fibres de lin, de chanvre et de verre [80]. ....	27
Figure 1.15 Propriétés mécaniques de composites non-tissés aiguilletés à fibres de chanvre en fonction de la fraction massique des fibres: (a) module de Young et (b) contrainte à la rupture [83]. ....	28
Figure 1.16 Evolution du module de Young en fonction de la fraction volumique des fibres pour des composites à fibres de lin [85]. ....	29
Figure 1.17 Comparaison entre les performances mécaniques en traction de composites non- tissés consolidés par aiguilletage et hydroliage [86]. ....	29
Figure 1.18 Effet de la porosité sur (a) le comportement mécanique et (b) le module tangent de composites non-tissés à fibres de lin [87]. ....	30

Figure 1.19 Amortissement de composites à fibres de lin, de verre et de carbone (a) unidirectionnels et (b) sergés [88].	32
Figure 1.20 Effet de l'architecture du renfort sur l'amortissement des composites à fibres de lin [89].	33
Figure 1.21 Amortissement des composites à fibres de lin selon Duc et al.[89].	34
Figure 1.22 Courbes de contrainte/déformation obtenus expérimentalement et numériquement pour deux échantillons ((a) et (b)), d'un mat non-tissé en Polypropylène [118].	36
Figure 1.23 Exemple de VER d'un mat non-tissé à fibres courtes développé par Liu et al. [120].	37
Figure 1.24 (a) Image MEB et (b) et (c) modèles numériques 2D générés [121].	38
Figure 2.1 (a) Planche des aiguilles et (b) barbes d'une aiguille.	45
Figure 2.2 Rouleau de voile non-tissé aiguilleté.	45
Figure 2.3 Définition des directions d'un rouleau de voile non-tissé.	45
Figure 2.4 Thermo presse utilisée.	46
Figure 2.5 Eprouvettes de traction selon la norme ISO 527-4.	48
Figure 2.6 (a) Machine de traction et (b) zoom sur le dispositif de mesure.	49
Figure 2.7 Méthode de -3dB.	52
Figure 2.8 Dispositif expérimental utilisé.	57
Figure 2.9 Définition de la géométrie de la poutre et de la position de l'accéléromètre dans le logiciel LMS.	58
Figure 2.10 Exemple de courbe somme de fonctions de réponse en fréquence d'une éprouvette excitée.	59
Figure 2.11 Déformées modales des éprouvettes testées associées aux six premiers modes de flexion transversale.	59
Figure 3.1 Courbe contrainte/déformation du composite lin-PP à $\phi \sim 22\%$ suivant les directions (a) MD (a) et (b) CD.	64
Figure 3.2 Courbe contrainte/déformation des composites non-tissés à différents types de fibres de renfort suivant la direction (a) MD et (b) CD.	66
Figure 3.3 (a) Modules de Young et (b) contraintes maximales des composites non-tissés à différents types de fibre de renfort suivant la direction MD.	66
Figure 3.4 Modules de Young spécifiques des composites non-tissés à différent types de renfort.	67

Figure 3.5 Evolution du module de Young et de la contrainte maximale du composite lin-PP en fonction de l'orientation des fibres. ....	69
Figure 3.6 Courbes contrainte/déformation des composite lin-PP à différentes fractions massiques des fibres de lin. ....	70
Figure 3.7 Eprouvettes rompues des composites lin-PP à (a) 30% et (b) 70% de fraction massique des fibres de lin.....	70
Figure 3.8 Evolution (a) du module de Young et (b) de la contrainte maximale des composites lin-PP en fonction de la fraction massique des fibres de lin. ....	71
Figure 3.9 Courbes contrainte/déformation des composite lin-PP à différents taux de porosité. ....	72
Figure 3.10 Eprouvettes rompues des éprouvettes lin-PP à (a) 9% , (b) 22% et (c) 64% de porosité.....	73
Figure 3.11 Evolution (a) du module de Young et (b) de la contrainte maximale du composite non-tissé lin-PP avec la porosité. ....	74
Figure 3.12 Observations microscopiques de la surface d'un composite non-tissé lin-PP à (a) 9% et (b) 64% de porosité. ....	74
Figure 3.13 Courbes de tendance des propriétés mécaniques en fonction du taux de porosité du composite non-tissé lin-PP. ....	75
Figure 3.14 Evolution du facteur de perte du composite lin-PP non-tissé en fonction de la fréquence. ....	76
Figure 3.15 Evolution du facteur de perte avec la fréquence pour les composites non-tissés (a) chanvre-PP, (b) kenaf-PP et (c) verre-PP.....	78
Figure 3.16 Comparaison des facteurs de perte des composites non-tissés à différents types de fibre de renfort suivant (a) la direction machine et (b) la direction transverse. ....	79
Figure 3.17 Observations MEB de la section de l'épaisseur des composites non-tissés (a) verre-PP et (b) lin-PP.....	80
Figure 3.18 Comparaison entre cinq propriétés des matériaux composites non-tissés étudiés suivant la direction machine.....	81
Figure 3.19 Variation du facteur de perte et de la fréquence propre avec l'orientation pour (a) le troisième et (b) le cinquième mode de flexion.....	83
Figure 3.20 Evolution (a) des cinq premières fréquences propres et (b) du facteur de perte des échantillons lin-PP en fonction de la fraction massique des fibres de lin. ....	84

Figure 3.21 Evolution du facteur de perte avec la fréquence pour le composite non-tissé lin-PP à différents taux de porosité. ....	85
Figure 3.22 Evolution du facteur de perte du composite lin-PP avec la porosité du lin-PP à une fréquence de 500 Hz. ....	86
Figure 3.23 Observations MEB de la surface des composites non-tissés lin-PP avec des taux de porosité de (a) 7%, (b) 32% et (c) 48%. (adaptée de [144]). ....	87
Figure 3.24 Courbe de tendance de l'évolution du facteur de perte du composite lin-PP en fonction du taux de porosité. ....	88
Figure 4.1 Distribution réelle des fibres de lin au sein du voile non-tissé lin-PP. ....	95
Figure 4.2 Paramètres géométriques d'une fibre modèle. ....	95
Figure 4.3 Distribution de l'orientation des fibres de lin du voile non-tissé déterminée par Gager et al. [145]. ....	96
Figure 4.4 (a) Génération de fibres uniquement dans l'ER et (b) génération dans un domaine plus grand. ....	97
Figure 4.5 Définition des six points de contrôle d'une fibre. ....	97
Figure 4.6 Estimation du rayon des faisceaux de fibres de lin à partir d'une observation MEB. ....	98
Figure 4.7 Exemple de génération de fibres non-tissées avec une fraction volumique de 29,75%. ....	99
Figure 4.8 Estimation des dimensions des porosités au sein d'un échantillon de voile non-tissé à un taux de porosités de 48% . ....	100
Figure 4.9 Génération des porosités dans l'espace matrice avec un rayon (a) constant de 0,5 mm et (b) aléatoire entre 0,2 et 0,5 mm. ....	101
Figure 4.10 Organigramme de génération du modèle numérique 2D. ....	102
Figure 4.11 Exemple d'ER 2D comportant des fibres non-tissés et des porosités. ....	102
Figure 4.12 Conditions aux limites imposées pour la détermination du module de Young suivant la direction (a) MD et (b) CD. ....	103
Figure 4.13 Convergence du maillage des éléments (a) T2D2 et (b) CPS4. ....	104
Figure 4.14 Détermination des déplacements moyens suivant y des arrêtes supérieure et inférieure de l'ER pour le calcul du coefficient de Poisson. ....	105
Figure 4.15 Estimation du module de Young de la fibre de lin via une démarche inverse. ..	105
Figure 4.16 Distribution de l'orientation des fibres (a) de chanvre et (b) de kenaf. ....	106

---

Figure 4.17 Comparaison entre les modules de Young numériques et expérimentaux des composites non-tissés lin-PP en fonction (a) de la fraction massique et (b) de la porosité. ..	108
Figure 4.18 Coupe de la surface plane du modèle 2,5D. ....	109
Figure 4.19 Les cinq premiers modes propres de flexion. ....	110
Figure 4.20 Configurations testées pour l'orientation des plis de fibres suivant l'épaisseur. .	111
Figure 4.21 Fréquences propres estimées en fonction du taux de fibre (a) et de la porosité (b). .....	113
Figure 4.22 Estimation des facteurs de perte de la matrice en fonction du taux de porosités avec la première méthode. ....	117
Figure 4.23 Comparaison des deux méthodes d'estimation du facteur de perte de la matrice en fonction du taux de porosités. ....	118

## Liste des tableaux

Tableau 1.1 Principaux avantages et inconvénients des fibres naturelles [33].	11
Tableau 1.2 Principaux composants chimiques de la fibre de lin [28,44–47].	14
Tableau 1.3 Principaux composants chimiques des fibres de chanvre et de kénaf [39,43,63–66]	17
Tableau 1.4 Propriétés mécaniques de quelques exemples de fibres naturelles [41,63–65,68–71].	19
Tableau 2.1 Densités des fibres utilisées.	43
Tableau 2.2 Caractéristiques des composites non-tissés étudiés.	48
Tableau 2.3 : Valeurs des coefficients $\kappa_i$ et $\gamma_i$ de la fonction poutre en configuration libre-libre [134].	56
Tableau 3.1 Propriétés mécaniques en traction des composites non-tissés à différents types de fibres de renfort.	67
Tableau 3.2 Propriétés mécaniques des composites lin-PP à différentes fractions massique des fibres de lin.	71
Tableau 3.3 Propriétés mécaniques des composites non-tissés lin-PP à différents taux de porosité.	73
Tableau 3.4 Facteurs de perte des composites non-tissés de l'étude à 20% de porosité et 50% de fraction massique de fibre.	79
Tableau 3.5 Facteurs de perte du composite non-tissé lin-PP à différentes fractions massiques des fibres de lin.	85
Tableau 3.6 Facteurs de perte du composite non-tissé lin-PP à différents taux de porosité pour une fréquence de 500 Hz.	86
Tableau 4.1 Paramètres de la loi gaussienne définissant la distribution de l'orientation des fibres de lin.	95
Tableau 4.2 Effet de la génération aléatoire des porosités sur le module de Young de la matrice.	101
Tableau 4.3 Estimation des modules de Young des fibres de lin, de chanvre et de kénaf.	107
Tableau 4.4 Comparaison entre les coefficients de Poisson numériques et expérimentaux des composites non-tissés.	107
Tableau 4.5 Convergence du maillage d'une éprouvette lin-PP (NE-NT=Nombre d'éléments suivant l'épaisseur-Nombre d'éléments Total).	109

Tableau 4.6 Fréquences propres des six configurations de plis orientés suivant l'épaisseur.	111
Tableau 4.7 Fréquences propres numériques et expérimentales des composites kenaf-PP et chanvre-PP. ....	112
Tableau 4.8 Différents matériaux testés expérimentalement .....	116

## **Introduction Générale**



Depuis leur avènement dans les années trente et jusqu'à nos jours, les matériaux composites constituent un axe de recherche approfondi et de développement pour les industriels et pour beaucoup d'institutions de recherche. En effet, ces matériaux allient les performances des métaux au faible coût et légèreté. Leur haute performance technique associée à des propriétés physiques et mécaniques spécifiques intéressantes et une mise en œuvre relativement aisée, leur donnent l'avantage d'être utilisable dans de nombreux secteurs d'activités tel que l'automobile, l'aéronautique, le loisir, le sport, etc. Ainsi, les matériaux composites renforcés par des fibres synthétiques se démarquent par leur légèreté et leur résistance mécanique qui offrent un large éventail de possibilité en terme de performance et de design. Cependant, leur utilisation cause un grand impact environnemental ouvrant des portes à d'autres alternatives plus écologiques et recyclables en fin de vie.

En l'occurrence, le développement industriel en termes de recherche en matériaux composites a été assez visionnaire, notamment dans les domaines du transport (automobile, ferroviaire, aéronautique) et du bâtiment. L'empreinte environnementale a été le moteur faisant de ces derniers des précurseurs dans l'intégration des fibres naturelles comme renfort de composites. Les nombreuses applications de ces matériaux sont justifiées par leurs propriétés spécifiques intéressantes, leurs performances dissipatives ainsi que leur respect de l'environnement. Parmi ces matériaux, nous citons les composites non-tissés renforcés par des fibres naturelles qui ont beaucoup évolués, notamment dans des applications automobiles. En effet, ces derniers visent essentiellement à avoir des propriétés mécaniques et dynamiques intéressantes tout en réduisant les vibrations au sein de leurs structures pour apporter plus de confort. Cependant, l'utilisation des composites non-tissés pour les parties structurantes nécessite une connaissance approfondie de leurs comportements mécanique et vibratoire.

C'est dans ce cadre que s'est inscrite notre étude doctorale, menée en cotutelle entre l'ENIS (Tunisie) et l'URCA (France), avec la collaboration de l'entreprise Ecotechnilin. Son objectif principal est d'établir, en premier lieu, une caractérisation du comportements mécanique et vibratoire des composites non-tissés renforcés par des fibres végétales tel que le lin, le chanvre et le kenaf, fabriqués au sein de l'entreprise Ecotechnilin. En deuxième lieu, il s'agit de développer un modèle numérique visant à prédire les propriétés mécanique et dynamique d'un composite non-tissé, qui pourraient alimenter à termes des outils d'aide à la décision dans le choix d'un matériau composite non-tissé pour une application donnée.

Ce travail doctoral s'articule autour de quatre chapitres. Une analyse bibliographique est proposée dans le premier chapitre. Elle débute avec un état de l'art et des connaissances sur les fibres naturelles (lin, chanvre et kenaf), sur les biocomposites et sur les méthodes de mise en œuvre correspondantes. Quelques généralités sur les non-tissés sont aussi présentées avec une description détaillée des différentes techniques conduisant à leur fabrication. Ensuite, une étude sur la caractérisation du comportement mécanique et vibratoire des composites est développée. L'accent est mis principalement sur les propriétés élastiques des composites non-tissés et sur les propriétés d'amortissement des composites renforcés par des fibres végétales. Enfin, une dernière partie traitera de la modélisation par éléments finis du comportement d'un matériau non-tissé et listera quelques modèles numériques développés.

Le deuxième chapitre décrit dans un premier temps les matériaux utilisés dans le cadre de cette thèse, ainsi que les étapes de leur mise en œuvre. Une description de la méthode de mesure de porosité et des essais de traction statique est donnée. La deuxième partie de ce chapitre est consacrée à la présentation des différentes méthodes tirées de la littérature pour évaluer les amortissements modaux des structures. Ensuite, la méthodologie adoptée dans ce travail pour l'analyse modale expérimentale du comportement vibratoire des composites non-tissés est développée. Enfin, le dispositif expérimental et la procédure d'évaluation de l'amortissement des poutres composite sont décrits.

Le troisième chapitre a pour objectif d'identifier les propriétés élastiques des composites non-tissés étudiés, puis d'analyser leur comportement vibratoire en déterminant les fréquences propres et les facteurs de perte. Pour ce faire, des éprouvettes de composites non-tissés renforcés par des fibres végétales de lin, de chanvre et de kénaf, ainsi que des composites renforcés par des fibres synthétiques de verre, sont testés en traction statique et en vibration selon une configuration libre-libre. Les résultats obtenus ont confirmé la compétitivité des fibres végétales, en terme de propriétés mécaniques spécifiques et d'amortissement, par rapport aux fibres synthétiques. Une discussion est également menée sur l'influence de l'orientation des feutres non-tissés sur les comportements mécanique et vibratoire des composites non-tissés. Enfin, une étude paramétrique est dédiée à l'analyse de l'effet de plusieurs paramètres tels que le taux de porosité et la fraction volumique des fibres de renfort sur la rigidité et le pouvoir amortissant du composite non-tissé renforcé par des fibres de lin. Des observations microscopiques sont aussi réalisées afin de montrer les porosités présentes dans le matériau et

d'expliquer la structure des fibres naturelles et les mécanismes de dissipation d'énergie au sein du composite.

Le quatrième chapitre vise à modéliser par éléments finis le composite non-tissé en tenant compte des caractéristiques morphologiques des fibres de renfort, à savoir la forme géométrique, la longueur, l'orientation et l'aspect aléatoire des porosités. Deux modèles numériques sont développés, un modèle bidimensionnel (2D) et un modèle 2,5D. Le module de Young des fibres de renfort est estimé par une démarche inverse qui exploite les résultats expérimentaux des essais de traction et ceux donnés par le modèle numérique 2D. Afin de valider cette démarche, le module de Young déduit est utilisé dans le modèle numérique pour estimer celui des composites à différentes porosités et fractions volumiques. Enfin, les fréquences propres des différents composites non-tissés de l'étude sont estimées à l'aide du modèle numérique 2,5D. Ce dernier permet aussi de prédire les facteurs de perte des fibres de renfort à l'aide d'une démarche inverse et de l'utilisation d'une approche énergétique.

Ce manuscrit s'achève par une conclusion générale, qui reprend et synthétise les résultats obtenus, et propose quelques perspectives en lien avec le travail doctoral.



# **Chapitre I**

## **Analyse Bibliographique**



# 1. Analyse bibliographique

## 1.1. Introduction

Le développement de nouveaux matériaux issus des ressources renouvelables devient, « Environnement » oblige, l'un des enjeux majeurs de plusieurs secteurs industriels tels que l'industrie automobile. Par conséquent, et grâce à leur caractère biodégradable, l'utilisation désormais prometteuse des fibres naturelles comme renfort dans les matériaux composites devient de plus en plus attractive. En outre, les composites à fibres naturelles présentent des propriétés spécifiques comparables à celles des composites à fibres synthétiques. Pour ces raisons, l'utilisation des fibres naturelles comme renfort des matrices polymères a fait l'objet de plusieurs travaux de recherche ces deux dernières décennies afin d'évaluer les propriétés mécaniques et dynamiques de ce type de composites.

Ce chapitre présente une synthèse bibliographique allant de la définition des matériaux biocomposites (composite à constituant(s) biosourcé(s)) à l'analyse de leurs divers comportements. Dans un premier temps, les principaux types et caractéristiques de renforts naturels ainsi que les différentes matrices utilisables dans la littérature sont présentées. Par la suite, l'accent est mis sur l'architecture non-tissée des fibres de renfort, utilisée dans le présent travail doctoral. Une synthèse des différentes utilisations et méthodes de fabrication de voiles non-tissés ainsi que les méthodes de mise en œuvre d'un composite non-tissé est développée. Dans un deuxième temps, une revue par la littérature des propriétés mécaniques des composites non-tissés à base de fibres naturelles est présentée. Ensuite, le caractère dissipatif des composites à renfort naturel ainsi que les performances dissipatives de plusieurs biocomposites sont analysés. Enfin, une étude bibliographique sur la modélisation numérique du comportement des non-tissés et de ses différents constituants est effectuée.

## 1.2. Matériaux composites biosourcés

### 1.2.1. Généralités

Un matériau composite est constitué d'une ossature appelée renfort, généralement constituée de fibres, qui assure la tenue mécanique, d'un liant appelé matrice qui assure la cohésion de la structure et la transmission des efforts vers le renfort et de l'interface renfort/matrice [1]. Cette association offre à l'ensemble une performance qui ne peut pas être atteinte avec chaque constituant seul.

Les biocomposites, qui sont définis comme étant un composite avec l'un de ses constituants issus de la biomasse, sont devenus de plus en plus utilisés dans diverses applications telles que la protection balistique [2–4], la construction [5–7], l'isolation thermique [8–12] et l'automobile. Ce dernier secteur représente le principal moteur de l'application de biocomposites [13–21].

En effet, l'idée d'utiliser des matériaux d'origine naturelle dans le secteur automobile a été envisagée pour la première fois par le fondateur de la société Ford Motor au début des années 1930 [22]. Dans une enquête de voitures légères respectueuses de l'environnement [23], il a été montré que ces matériaux offraient des caractéristiques prometteuses en matière d'allègement structural et de réduction des émissions minimales de  $CO_2$ . Ainsi, le constructeur automobile Ford entreprit une recherche sur l'utilisation de fibres naturelles dans ses automobiles, qui a fini avec le dévoilement du concept de véhicule « Ford T » en 1941 [24]. Cette voiture avait une carrosserie composée principalement de composites de chanvre, de sisal et de paille de blé renforcés par de la résine de soja. Elle pesait deux tiers du poids d'une voiture ordinaire.

L'année 1957 a vu un intérêt majeur pour les biocomposites dans l'automobile avec la construction, par l'Allemagne de l'Est, d'une voiture « Trabant » ayant une construction monocoque avec le toit, le coffre, le capot, les ailes et les portes fabriqués à partir d'une résine phénolique thermodurcissable renforcée de coton [25]. En 1982, le groupe FIAT a introduit des panneaux de porte remplis de plancher en bois dans la « FIAT Punto » [26]. Depuis 1991, Daimler-Benz a initié une campagne de recherche pour remplacer les renforts en fibres de verre par des fibres naturelles dans certaines de ses pièces automobiles. Une filiale de Daimler-Benz à Sao Paulo (Brésil) a mis en place le « projet Beleem » dans lequel des fibres de noix de coco sont utilisées dans des pièces composites de véhicules commerciaux [27,28]. La campagne de l'introduction des biocomposites dans des pièces automobiles a été par la suite reprise par plusieurs constructeurs et services de recherche et développement de l'industrie, afin d'améliorer les performances des biocomposites et de justifier leurs utilisations dans le domaine de l'automobile.

### 1.2.2. Les fibres naturelles : types et performances

Plusieurs travaux de recherche se sont intéressés à l'étude de la performance de plusieurs types de fibres naturelles, en vue d'évaluer leur capacité à remplacer les fibres synthétiques [18,29–33]. Ces études ont prouvé que plusieurs types de fibres naturelles peuvent être compétitifs face aux fibres synthétiques. En effet, malgré quelques inconvénients, les fibres naturelles

constituent une alternative intéressante aux fibres synthétiques en raison de leur coût réduit, leurs propriétés mécaniques intéressantes, combinées à leur faible densité et à leurs pouvoirs d'isolation et d'amortissement. Le Tableau 1.1 résume les principaux avantages et inconvénients des fibres naturelles.

*Tableau 1.1 Principaux avantages et inconvénients des fibres naturelles [33].*

Avantages	Inconvénients
- Faible densité	
- Ressource renouvelable	- Absorption de l'eau
- Neutre pour l'émission de $CO_2$	- Faible stabilité dimensionnelle
- Faible coût	- Fibres anisotropes
- Amortissement des vibrations	- Variation de la qualité en fonction du lieu de croissance
- Bonne isolation thermique et acoustique	- Dispersion des propriétés mécaniques
- Propriétés mécaniques spécifiques intéressantes	

Il existe de nombreux types de fibres d'origine naturelle utilisables pour des applications industrielles. Ces fibres sont différenciées par leur origine (végétale, animale ou minérale) comme le montre la Figure 1.1.

La fibre de lin, par exemple, est considérée parmi les fibres végétales les plus connues en tant que renfort des biocomposites. D'autres fibres comme le kénaf ou le chanvre demeurent aussi assez utilisées. Le choix du type de fibre dépendra de l'application recherchée ainsi que des performances souhaitées.

#### 1.2.2.1. Fibre de lin : Structure et performances

Très répandu en France, le lin (*Linum Usitatissimum.L*) appartient aux fibres libériennes. Il est cultivé dans les régions tempérées. Il est le plus souvent utilisé dans les marchés du textile à plus forte valeur ajoutée, mais aussi, fréquemment utilisé dans les industries aéronautique et automobile.

### 1.2.2.1.1. Le lin : de la plante à la fibre

Les fibres de lin sont extraites des tiges de la plante de lin qui est une plante annuelle avec une durée de 100 à 120 jours. Les tiges peuvent atteindre jusqu'à 1,20 mètre de hauteur pour un diamètre de 1 à 3 mm. La floraison est étagée et peut durer jusqu'à 15 jours. Les pétales d'une fleur ont une durée de vie d'une journée. Chaque fleur donne un fruit contenant deux graines. Lorsque les fibres arrivent à maturité, les plantes sont arrachées afin d'extraire les fibres via un processus de rouissage, de teillage et de peignage (Figure 1.2).

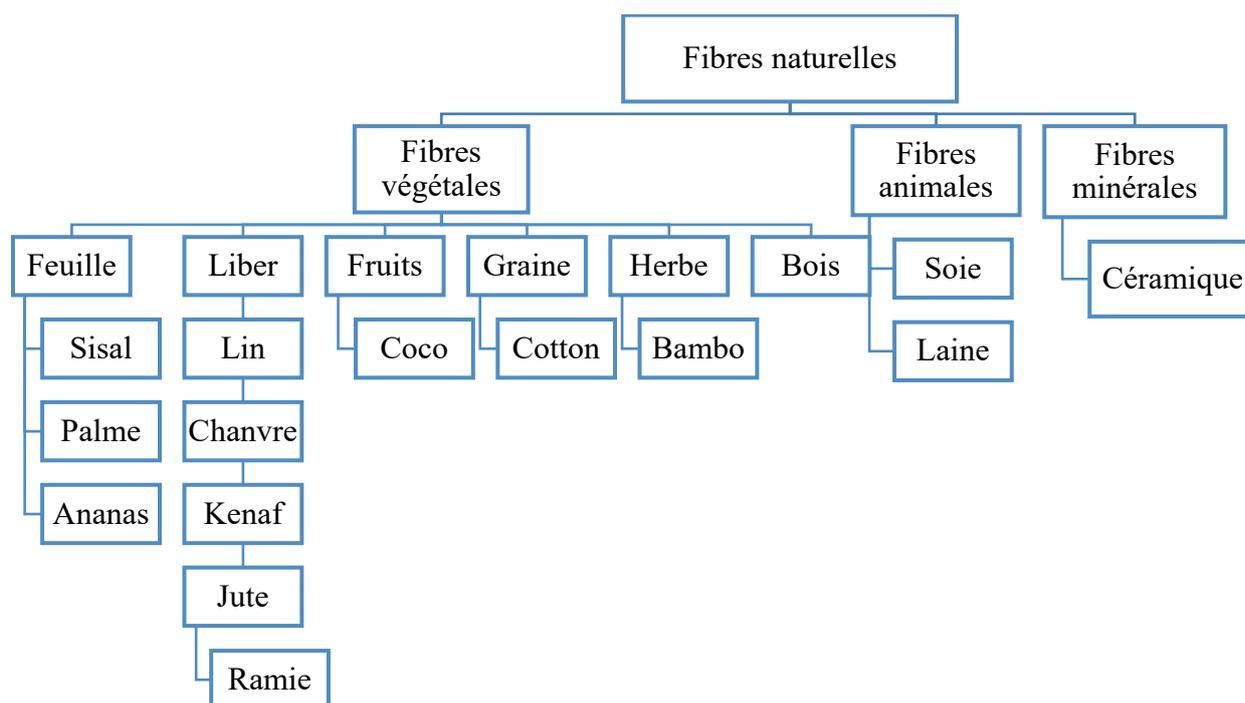


Figure 1.1 Classification des fibres naturelles.

#### - Le rouissage :

Les agents principaux de cette étape sont les bactéries et les champignons. En effet, après l'arrachage de la plante, ces derniers vont sécréter des enzymes qui, à leur tour, vont dégrader les ciments pectiques responsables de la cohésion des fibres. De ce fait, les faisceaux de fibres se sépareront plus facilement lors du teillage.

#### - Le teillage :

Cette étape consiste à séparer les différents constituants de la plante (fibres, graines, anas) à l'aide des actions mécaniques. En effet, les tiges rouies suivent le broyage qui vise à décortiquer les tiges pour extraire les anas (morceaux de bois du xylème). Par la suite, les tiges sont convoyées dans une unité de broyage dont le but est de casser le xylème et séparer

les anas par aspiration. La matière est ensuite affinée dans des batteurs où les fibres les plus courtes (étoupes) sont arrachées et collectées et les faisceaux de fibres longues (filasse) enroulés pour être retravaillées en peignage [34].

- **Le peignage :**

C'est un procédé qui sert à passer la filasse à travers une série de peignes pour les aligner et les démêler. A la fin de ce processus, les fibres se présentent sous la forme d'un ruban continu utilisé pour la réalisation des préformes [34].



*Figure 1.2 Plante, fleur et fibre de lin.*

*1.2.2.1.2. Structure de la fibre de lin*

Contrairement aux fibres synthétiques, généralement constituées d'un mono-composant dans la masse (verre, carbone, etc...), les fibres naturelles telles que les fibres de lin présentent une structure complexe hiérarchisée et stratifiée. Les fibres de lin sont souvent assemblées en faisceaux. Chaque faisceau renferme un groupe de 10 à 40 fibres élémentaires de forme hexagonale. En moyenne, ces dernières ont un diamètre et une longueur qui varient de 5 à 25  $\mu\text{m}$  et de 4 à 77 mm, respectivement [33,35,36]. Entre ces fibres élémentaires, on trouve une interface, appelée lamelle mitoyenne, constituée principalement de pectines qui assure l'adhérence entre les fibres adjacentes via leurs parois cellulaires externes. La Figure 1.3 détaille la structure d'une fibre de lin en allant du faisceau de fibres élémentaires jusqu'aux différents constituants qui les forment.

La cellule élémentaire de la fibre de lin se compose de plusieurs couches concentriques entourant un lumen. Les deux couches principales sont la paroi primaire et la paroi secondaire entourant le lumen. La paroi secondaire se compose à son tour de trois couches internes concentriques appelées (S1), (S2) et (S3), dans lesquelles les différents biopolymères sont

répartis et organisés de manière à former une structure fibrillaire à plusieurs composantes. La couche (S1) de faible épaisseur (environ 0,2  $\mu\text{m}$ ) [35,37] est principalement constituée d'hémicelluloses. La couche (S2), quant à elle, a une épaisseur beaucoup plus importante (5 à 10  $\mu\text{m}$ ) ce qui représente environ 80% de l'épaisseur des parois de la fibre [36]. Cette couche (S2) est constituée de fibrilles de cellulose recouvertes d'hémicellulose qui jouent le rôle d'agent de couplage et de transfert de charge entre les microfibrilles et la matrice pectique, par la présence de liaison hydrogène. Cet ensemble peut être considéré comme le principal composant structural de la fibre élémentaire. Elle peut donc ressembler à un matériau composite dont l'orientation microfibrillaire lui offre un caractère quasi-unidirectionnel et anisotrope. En effet, ces microfibrilles de cellulose enroulées en hélice sont composées de 30 à 100 molécules de cellulose. En tant que composant principal, les macromolécules de cellulose cristallisent en microfibrilles orientées le long de l'axe des fibres avec un angle appelé « angle microfibrillaire » d'environ 5° à 10° pour les fibres de lin [38–41] (Figure 1.3). L'angle microfibrillaire ainsi que la couche intermédiaire de la paroi secondaire sont en grande partie responsables des propriétés mécaniques de la fibre [42], où un petit angle donne généralement lieu à une résistance et à un module de fibre plus élevés et influe sur l'amortissement [43]. Le Tableau 1.2 résume la composition chimique en masse des principaux composants de la fibre de lin.

Tableau 1.2 Principaux composants chimiques de la fibre de lin [28,44–47].

Cellulose (%)	Hémicellulose (%)	Pectine (%)	Lignine (%)
61-73,6	10-16,7	1,5-2,3	2-3

#### 1.2.2.1.3. Comportement mécanique de la fibre de lin

Plusieurs travaux de la littérature se sont intéressés à la performance mécanique en traction des fibres élémentaires de lin [36,48–51]. La Figure 1.4 montre les courbes de contrainte-déformation obtenues pour différents types de fibres de lin élémentaires. Trois grands types de comportements contrainte-déformation ont été observés :

- Le premier comportement (TI) consiste en un comportement en traction linéaire et véritablement élastique, semblable à un comportement de la fibre de verre.
- Le second (TII) est composé de deux sections linéaires distinctes avec une pente linéaire en début de la courbe et décroissante dans la seconde section.

- Le troisième (TIII) présente une section non linéaire au début de la phase de chargement jusqu'à un point seuil, suivie d'une section où le module tangent augmente jusqu'à la rupture.

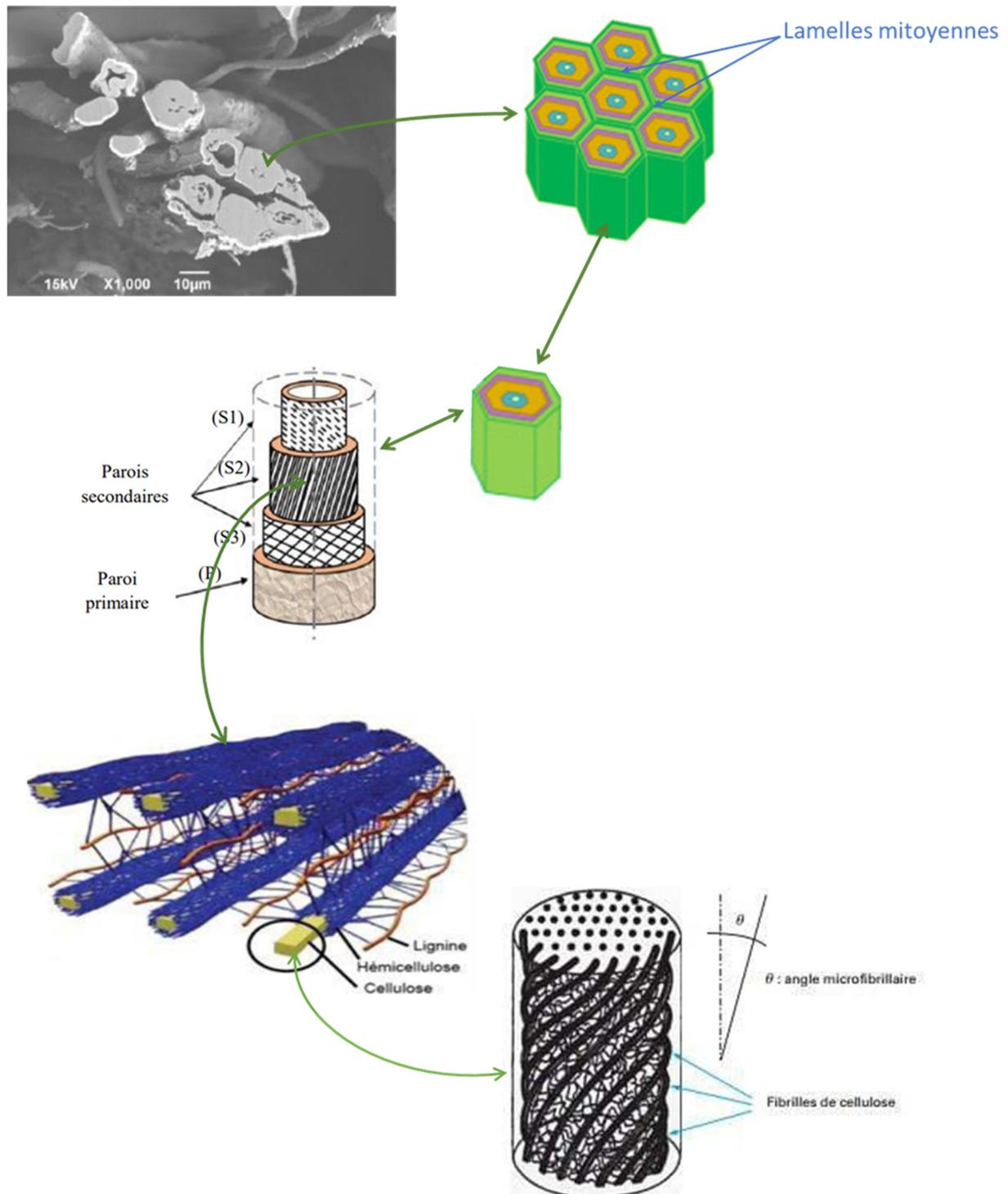


Figure 1.3 Structure de la fibre de lin: du faisceau aux microfibrilles de cellulose [36,52,53].

L'un des facteurs responsables de la non linéarité comportementale en traction est la réorientation des microfibrilles de cellulose et leur glissement [54]. En effet, lors d'un essai de traction effectué dans la direction de l'axe de la fibre, les fibrilles de cellulose s'orientent vers la direction de la charge, avant de glisser les unes par rapport aux autres. Quant au mode de rupture d'une fibre de lin, il a été montré qu'il est principalement contrôlé par la teneur en cellulose et l'angle microfibrillaire. Duc et al. [55] et Baley et al. [54,56] ont affirmé que les défauts causés par les étapes d'obtention des fibres (teillage et peignage) peuvent à leur tour impacter le mode de rupture. Ces défauts (Figure 1.5), sous forme de genoux ou de dislocations (appelés aussi « Kink Bands »), correspondent à une fragilisation des fibres et créent une zone de rupture privilégiée.

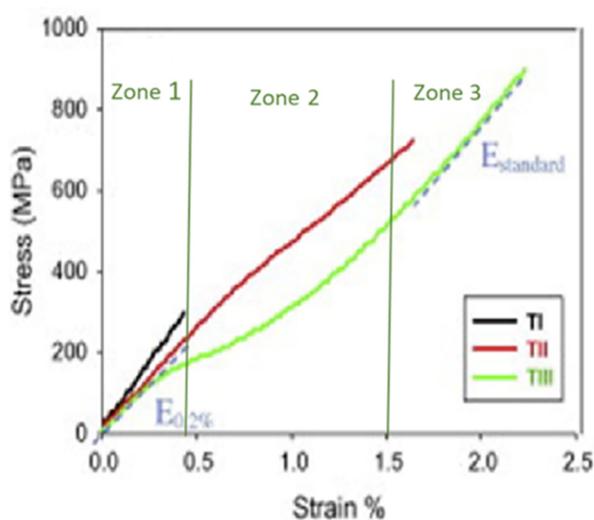


Figure 1.4 Comportements mécaniques en traction des fibres de lin [49].

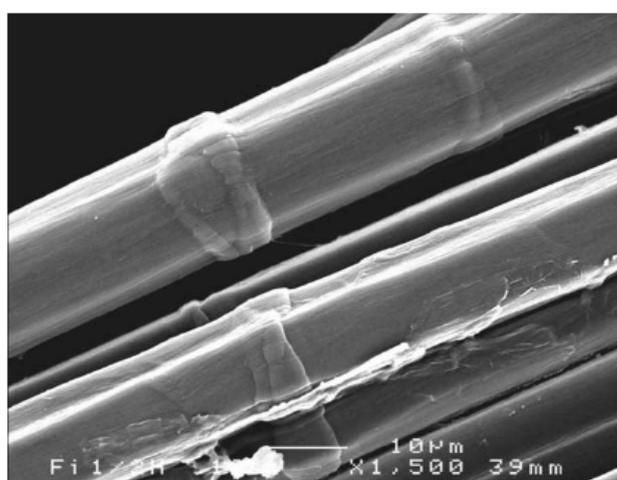


Figure 1.5 Défauts présents sur des fibres de lin observées au MEB [36].

### 1.2.2.2. Fibre de chanvre

Le chanvre est une plante annuelle dont la hauteur et le diamètre peuvent varier de 1 à 3 m et de 1 à 3cm, respectivement. Cette plante appartient à la famille des Cannabacées et connue sous le nom de « Cannabis Sativa L » (Figure 1.6 (a)). Le chanvre est cultivé partout dans le monde et principalement dans l'union européenne. Les fibres de la plante de chanvre sont principalement utilisées dans la papeterie, le bâtiment et l'automobile. Elles sont aussi connues pour être utilisées dans le domaine du textile, grâce à leur rapidité de séchage et à leur grand pouvoir d'absorption d'humidité [57].

Comme pour le lin, la fibre élémentaire de chanvre est organisée en différentes couches concentriques : S1, S2 et S3 et d'un lumen au centre. Ces fibres élémentaires sont assemblées en faisceaux grâce à la présence de lamelles mitoyennes riches en pectines et lignines. Les principaux composants chimiques du chanvre sont résumés dans le Tableau 1.3.

La fibre de chanvre ressemble à la fibre de lin, non seulement dans sa composition chimique, mais aussi dans son comportement en traction où l'on retrouve les trois comportements en traction du lin (type I, II et III) [58,59].

### 1.2.2.3. Fibre de KénaF

Le kénaF (*Hibiscus cannabinus* L) provient d'une plante qui appartient à la famille des malvacées cultivée essentiellement dans la plupart des pays africains au sud du Sahara, en Inde, Chine, Bangladesh, Côte d'Ivoire et récemment aux États-Unis [60]. La fibre de kénaF (Figure 1.6 (b)) est caractérisée par sa faible densité, son caractère non abrasif et ses propriétés mécaniques spécifiques intéressantes. Elle est utilisée depuis peu dans la papeterie comme alternative aux fibres de bois [61] et dans l'industrie automobile [62]. La plante de kénaF a une hauteur et un diamètre qui varient de 3 à 5m et de 25 à 51mm, respectivement. Sa composition chimique (Tableau 1.3) et son comportement en traction est similaire à celui des fibres de lin et de chanvre.

*Tableau 1.3 Principaux composants chimiques des fibres de chanvre et de kénaF [39,43,63–66]*

Fibres	Cellulose (%)	Hémicellulose (%)	Lignine (%)	Pectine (%)
Chanvre	55-68	16-20,6	2,2-4	8-9
KénaF	39-44	13-21	12-19	2-5



Figure 1.6 (a) Plante et fibre de chanvre et (b) plante et fibre de kénaf.

#### 1.2.2.4. Propriétés mécaniques des fibres naturelles

Les fibres naturelles ont fait l'objet de plusieurs travaux de recherche. Leurs propriétés dimensionnelles ainsi que leurs caractéristiques mécaniques, ont été des éléments moteurs pour les chercheurs dans leur enquête d'exploration scientifique pour mieux les connaître, les analyser et les comparer aux propriétés des fibres synthétiques. Une exploration qui avait permis une première justification de l'utilisation des fibres d'origine naturelle dans plusieurs domaines.

Le Tableau 1.4 résume les propriétés mécaniques de quelques fibres naturelles tirées de plusieurs travaux de recherche. Etant les plus étudiées dans la littérature, les fibres de lin possèdent un module d'Young ( $E$ ) et une résistance à la traction ( $\sigma_r$ ) élevés comparés aux autres fibres naturelles [36,67]. L'étude et l'utilisation fréquente des fibres de lin en Europe sont aussi justifiées par leur culture importante et particulièrement en France. Les fibres de lin peuvent être utilisées comme fibres courtes dans des matrices thermoplastiques pour la mise en œuvre de composites via le procédé de moulage par injection. De plus, elles peuvent être utilisées comme fibres longues dans un renfort non-tissé avec des fibres thermoplastiques qui seront thermocomprimées. Ces fibres peuvent également se transformer en tissus techniques traités et imprégnés avec des matrices thermodurcissables ou thermoplastiques. Les autres exemples de fibres naturelles présentent à leur tour des propriétés mécaniques intéressantes combinées avec de faibles densités. En outre, elles sont caractérisées par des longueurs plus ou moins importantes avec une vaste gamme de non-tissés ou de tissus unidirectionnels ou multiaxiaux. La Figure 1.7 présente une carte sélective de fibres de renfort pour composites où les modules de Young sont donnés par rapport au coût en dollars américain par Kg. Cette sélection montre bien que les fibres de lin (Flax), de chanvre (Hemp) et de kénaf peuvent concurrencer les fibres de verre en combinant le moindre coût avec un module de Young important. Cela constitue une

raison de plus pour l'utilisation de ces trois types de fibres naturelles comme renforts des matériaux composites étudiés dans cette thèse.

Tableau 1.4 Propriétés mécaniques de quelques exemples de fibres naturelles [41,63–65,68–71].

Fibre	$\rho(\text{kg/m}^{-3})$	Diamètre ( $\mu\text{m}$ )	E (GPa)	$\sigma_r(\text{MPa})$	$\varepsilon_r(\%)$
Lin	1,50	5-67	30-85	600-2000	1-4
Chanvre	1,47	3-50	17-44	389-900	1-6
Kénaif	1,40	4-16	14-53	580-930	1,3-2,3
Sisal	1,45	5-20	9,4-22	468-700	3-7
Ramie	1,55	7-18	61,4-128	400-938	1,2-3,8
Jute	1,35	14-33	13-26,5	393-800	1,16-1,5

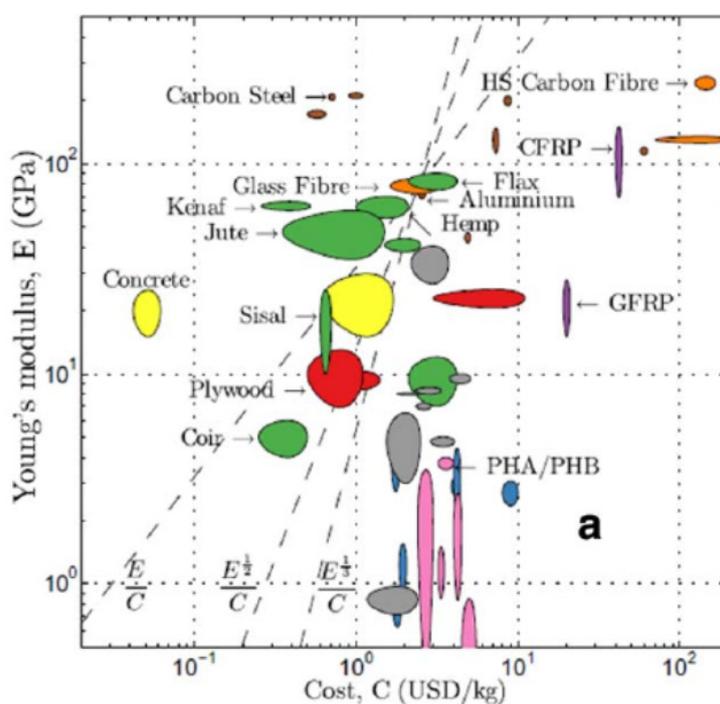


Figure 1.7 Comparaison de l'environnement mécanique relatif et des propriétés économiques des composites: le module de Young par rapport au coût [72].

### 1.2.3. Différents types de matrices

Les matrices utilisées dans les matériaux composites ont pour rôle de transférer les sollicitations mécaniques aux fibres et de les protéger de l'environnement extérieur. La matrice possède généralement des propriétés mécaniques faibles par rapport à celles du renfort mais elle assure

la conservation de leur forme et de leur géométrie. Deux grandes familles de matrices polymères se trouvent sur le marché : les thermoplastiques et les thermodurcissables. En liaison avec le respect de l'environnement, une alternative aux matrices issues de ressources fossiles existe sur le marché. Il s'agit de biopolymères d'origine naturelle comme le polyacide lactique (PLA), largement utilisé dans les biocomposites.

#### 1.2.3.1. Les matrices thermoplastiques

Elles possèdent la propriété d'être mises en forme plusieurs fois par chauffages et refroidissements successifs et peuvent donc être récupérées et facilement recyclées. En effet, les résines thermoplastiques sont constituées de chaînes flexibles et peuvent être ramollies à plusieurs reprises permettant ainsi leur recyclage [73]. Parmi ces matrices, on cite le polychlorure de vinyle (PVC), le polyéthylène (PE), le polypropylène (PP), le polystyrène, le polyamide, le polycarbonate, etc.

#### 1.2.3.2. Les matrices thermodurcissables

Contrairement aux matrices thermoplastiques, les matrices thermodurcissables ne peuvent être mises en forme qu'une seule fois. En effet, après polymérisation par apport de chaleur en présence d'un catalyseur, ces matrices conduisent à une structure géométrique qui ne peut être détruite que par un apport important d'énergie thermique.

Les matrices thermodurcissables possèdent des propriétés mécaniques et surtout thermomécaniques intéressantes. Parmi les matrices thermodurcissables utilisées dans la mise en œuvre des matériaux composites, on cite les résines polyesters instaurées comme les polyesters condensés et les vinylesters, les résines de condensation comme les résines phénoliques et les résines époxydes.

#### 1.2.4. Les non-tissés à base de fibres végétales

##### 1.2.4.1. Généralités

Un composite est généralement élaboré par la stratification de plis successifs de renforts. Ces plis peuvent être en architecture tissée qui se forme par l'entrecroisement des fibres. Une architecture unidirectionnelle, où les fibres sont orientées parallèlement suivant une direction fixe et cousues ensemble par un fil à coudre pour éliminer le délaminage. Elles peuvent être aussi en architecture non-tissée où la préforme fibreuse ne subit pas d'étape de tissage. L'EDANA (European Disposal and Nonwoven Association), suivant la norme ISO 9092,

définit le non-tissé comme « un produit manufacturé fait d'un voile ou d'une nappe de fibres individuelles, orientées directement ou au hasard, liées par friction, cohésion ou adhésion »[74].

Les non-tissés ont été utilisés pour des applications dans divers domaines tels que le médical, l'ameublement, le bâtiment et l'automobile (Figure 1.8). Les principales régions produisant les non-tissés sont l'Europe, les États-Unis et la Chine. L'Europe est le premier producteur mondial de non-tissés, avec une production qui est passée de 40000 tonnes en 1970, à 750000 tonnes en 1997 et près de 2 millions de tonnes en 2011 [74].

#### SEGMENTATION DE MARCHÉ EN 2010 (en volume)

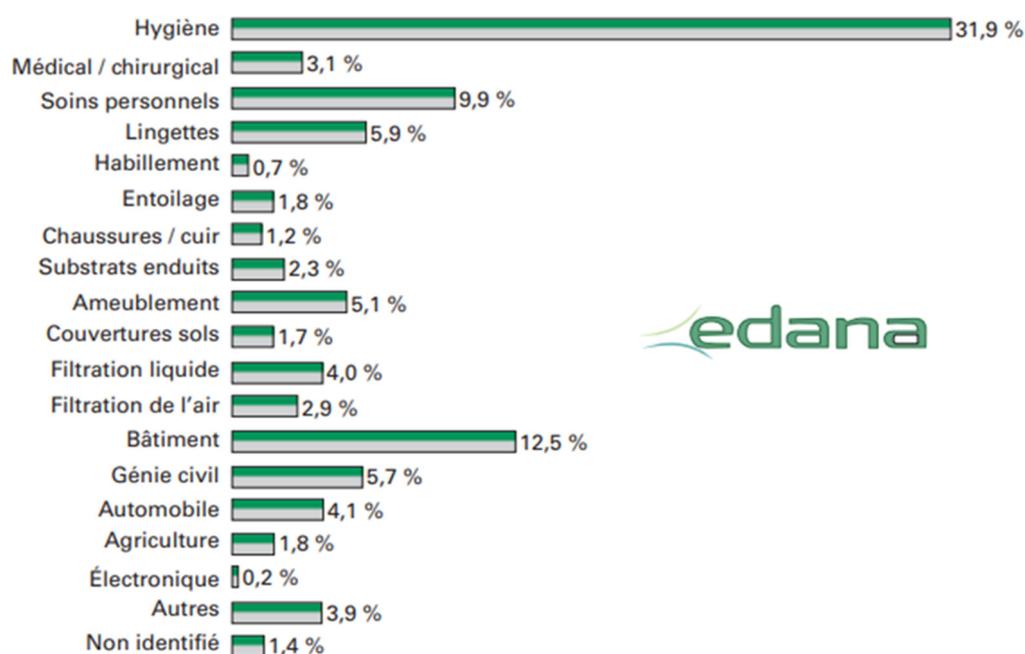


Figure 1.8. Segmentation en volume des marchés applicatifs du non-tissé en Europe pour l'année 2011 [74].

Appliqués au secteur de l'automobile, les non-tissés sont présents dans plusieurs structures d'un véhicule comme les pavillons, les garnitures de coffre, les tableaux de bord et les panneaux de porte (Figure 1.9).

Parmi les diverses utilisations, on peut trouver les non-tissés destinés à la fabrication des pièces semi-structurelles. Pour ce genre d'utilisation, le produit non-tissé se constitue généralement de fibres de renfort (fibres de verre ou fibres végétales) et d'une matrice thermoplastique (Polypropylène (PP)). Le mélange est par la suite thermocomprimé afin de former la pièce rigide. Ces matériaux non-tissés, dédiés au secteur automobile, font l'objet du présent travail doctoral.

### 1.2.4.1. Procédés de mise en œuvre des voiles non-tissés

On peut résumer, à partir de la Figure 1.10, qu'un non-tissé est avant tout une matière première, soit de la fibre travaillée avec des cardes ou du granulé, qui, après une étape de consolidation, donne une structure dont les fibres sont entremêlées de façon aléatoire ou semi-aléatoire.



Figure 1.9 Exemples d'applications de non-tissés dans l'automobile : (a) Tableau de bord et (b) panneau de porte (Source Ecotechnilin).

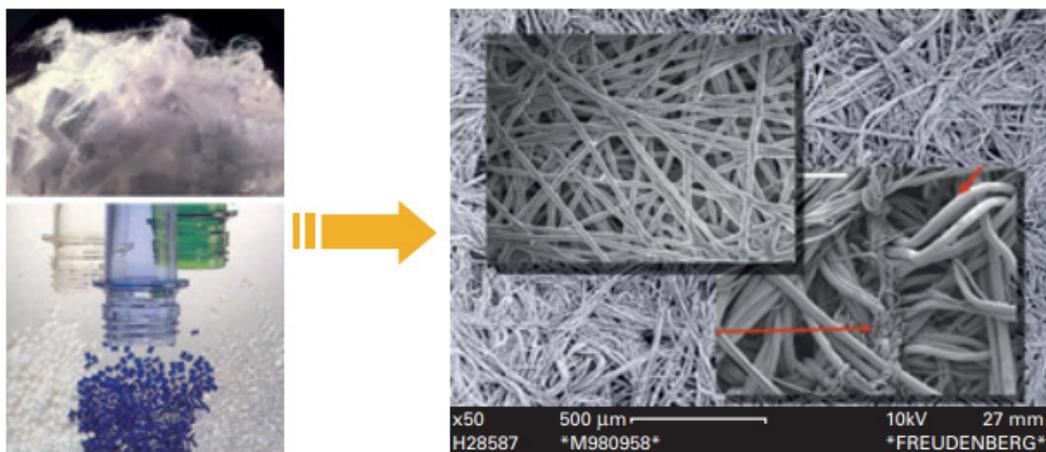


Figure 1.10 Non-tissé : de la fibre ou du granulé de polymère à la structure de fibres ou de filaments entremêlés[74].

#### 1.2.4.1.1. Obtention du voile

Il existe trois procédés de fabrication de voiles non-tissés à partir de fibres discontinues : la voie sèche, la voie aérienne et la voie humide. Il convient de noter que les méthodes abordées ici

sont utilisables pour des fibres végétales ou synthétiques, mais il existe également d'autres méthodes valables uniquement pour les fibres thermoplastiques comme la voie fondue.

- **La voie sèche ou cardage (Drylaid)**

C'est la méthode la plus utilisée pour obtenir les voiles de fibres. Elle consiste à aligner et mélanger les fibres discontinues, à l'aide d'une carde, pour produire un voile homogène et uniforme avec une masse surfacique constante. La carde est composée d'une succession de cylindres qui assurent l'alignement des fibres. Le transfert des fibres d'un rouleau à l'autre est assuré grâce au sens de rotation de deux cylindres consécutifs couplé à l'orientation des garnitures. En plus, chaque cylindre contient des pointes aux alentours de sa surface en contact avec les fibres assurant ainsi leur transfert vers le cylindre prochain. Les fibres vont passer sur le grand tambour pour être travaillées à l'aide de cylindres travailleurs et dépouilleurs (Figure 1.11).

Cette série de travaux et de détachement des fibres permet d'individualiser le mélange des faisceaux de fibres et d'assurer l'homogénéisation de leur distribution spatiale. Finalement, les fibres sont détachées du grand tambour via les peigneurs formant ainsi un voile ayant deux directions principales : le sens machine qui est la direction de la carde (MD : Machine direction) et le sens perpendiculaire (CD : Cross direction). Le voile de fibres obtenu à la sortie de la carde est caractérisé par une orientation préférentielle induite par le travail et l'alignement des fibres [75] et par un grammage compris entre 50 et 200 g/m<sup>2</sup> [76]. De ce fait, si on veut obtenir un grammage plus important, il faut superposer un nombre bien défini de voiles. En effet, la masse surfacique souhaitée pour la plupart des non-tissés utilisés pour les pièces automobiles est beaucoup plus importante que le grammage d'un seul voile (un grammage minimum de 300 g/m<sup>2</sup> (source : Ecotechnilin)). Pour cette raison, on procédera, après l'étape de cardage, par une étape appelée le nappage.

Cette étape consiste à superposer les couches de voiles afin d'augmenter la masse surfacique voulue du non-tissé et de passer donc d'un voile de fibres à une nappe. La Figure 1.12 montre la méthode de nappage qui se base sur la superposition des voiles ayant une direction préférentielle nommée V1 (orientation induite par le cardage) sur un tapis convoyeur de direction nommée V2. A la sortie du nappeur, la nappe obtenue aura une nouvelle orientation privilégiée d'un angle  $\alpha$ . Cet angle de nappage varie selon le nombre de plis superposés et la largeur du nappeur [76].

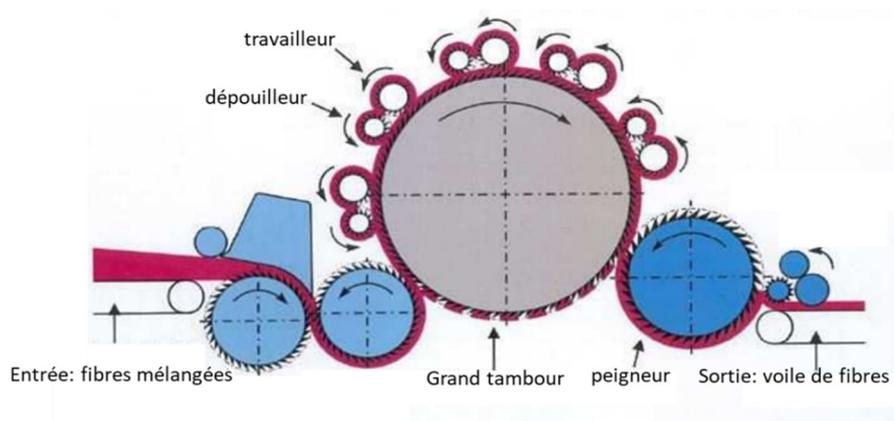


Figure 1.11 Obtention du voile par cardage (adaptée de [77]).

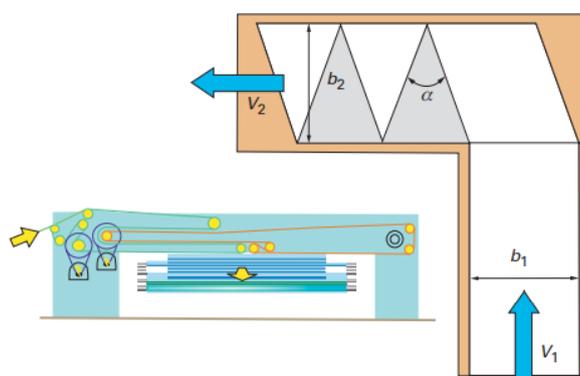


Figure 1.12 Principe de l'étape de nappage [74].

#### - La voie humide (Wetlaid)

Cette technique de formation de voile est généralement adaptée aux non-tissés pour la papeterie. Les fibres sont mises en suspension dans l'eau puis diluées afin d'atteindre une faible concentration (0,1 à 0,25% de fibres en masse [74]). Cette pâte est déposée sur une toile métallique en mouvement et drainée pour former une nappe. La nappe est ensuite essorée, consolidée par pressage entre des rouleaux sécheurs et séchée.

#### - La voie aérodynamique (Airlaid)

Cette voie est utilisée pour la consolidation de fibres très courtes (longueur de 1 à 10 mm). En effet, comme son nom l'indique, la ligne de production de cette technique présente un dispositif aérodynamique de collecte des fibres qui vient les aspirer et les projeter aléatoirement sur un tapis. Des dispositifs d'alimentation en nappe puis un dispositif d'ouverture consiste à séparer les fibres et à la formation du voile en sortie [74].

### 1.2.4.1.2. Consolidation du voile

Quel que soit le procédé de fabrication du voile, ce dernier est consolidé pour apporter une cohésion à la structure. Cette consolidation se fait le plus souvent par voie mécanique en utilisant la technique d'aiguilletage ou d'hydroliage. Après l'étape de consolidation, on aura un voile non-tissé consolidé prêt à l'étape de mise en œuvre, pour former un composite non-tissé ou une structure bien déterminée de composites non-tissés spécifiée par le moule utilisé au niveau de la thermocompression du voile.

#### - La consolidation par aiguilletage

Cette méthode consiste à consolider la nappe à l'aide d'aiguilles qui la transpercent pour enchevêtrer les fibres. En effet, l'aiguilleteuse (Figure 1.13(a)) est équipée d'une planche où sont insérées une multitude d'aiguilles métalliques contenant des barbes accrochant les fibres (Figure 1.13 (b)). Cette planche est entraînée dans un mouvement vertical du haut vers le bas et les aiguilles viennent transpercer la nappe pour la consolider mécaniquement en transférant les fibres d'une surface à une autre et en les entrelaçant suivant l'épaisseur de la nappe. Le non-tissé est finalement retenu par une enclume et un déboureur à la sortie d'aiguilletage. La densité de l'aiguilletage (nombre de coups/cm<sup>2</sup>) et la profondeur de pénétration des aiguilles suivant l'épaisseur de la nappe peuvent influencer la résistance du non-tissé. En effet, Miao et al. [78,79] ont montré que le bon réglage de ses paramètres sert à améliorer les propriétés mécaniques. Par contre, au-delà d'un certain seuil, la densité et la profondeur de pénétration peuvent causer des casses au niveau des fibres entraînant ainsi une dégradation de leurs propriétés et donc une diminution de la résistance du non-tissé.

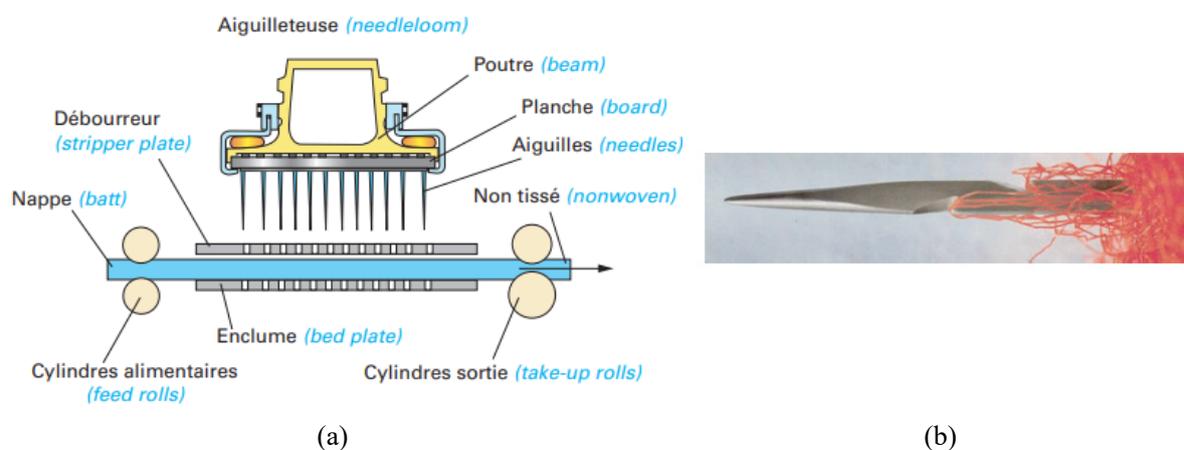


Figure 1.13 (a) Dispositif d'aiguillage et (b) zoom sur la prise de fibres par une aiguille [74].

### - **La consolidation par hydroliage**

L'hydroliage reprend le même principe que l'aiguilletage en termes d'enchevêtrement physique de fibres. Mais cette fois-ci, au lieu d'utiliser des aiguilles, des jets d'eau à haute pression, fournis par des injecteurs, sont utilisés pour entraîner les fibres. Ces dernières sont enchevêtrées et liées sous l'influence des jets d'eau incidents et surtout par les turbulences créées par l'eau au contact des fibres [74].

#### 1.2.5. Procédé de mise en œuvre des biocomposites pour l'automobile

Il existe plusieurs méthodes de fabrication des composites qui dépendent du domaine d'application ou aussi de la nature du renfort et de la matrice. Dans cette section, on s'intéressera aux principales méthodes de mise en œuvre des composites non-tissés destinés au secteur de l'automobile. L'injection thermoplastique et la thermocompression sont les procédés de fabrication les plus utilisées pour les pièces automobiles.

### - **Injection thermoplastique**

Ce procédé est très répandu pour la fabrication de grandes séries de pièces. Il consiste en premier lieu, à mélanger par fusion un polymère thermoplastique avec des fibres de renfort, généralement courtes. Le mélange est ensuite injecté dans une empreinte de moule, prenant ainsi sa forme en fin de process.

### - **Thermocompression**

Cette technique permet d'obtenir des composites à partir de la thermocompression de feutres non-tissés et au moyen de dispositif de chauffe et de refroidissement. En effet, les feutres non-tissés sont mis entre deux plateaux chauds de la thermopresse et thermocomprimé à l'aide d'une presse hydraulique et à la température de fusion des fibres thermoplastiques du feutre. Par la suite, les feutres sont transférés vers les deux plateaux froids de la thermopresse et pressés afin d'obtenir une plaque de composite non-tissé.

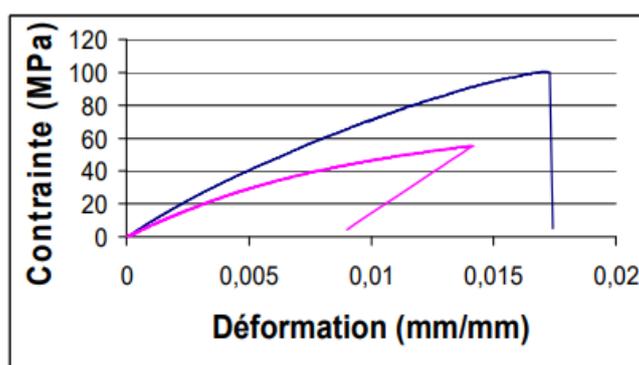
## ***1.3. Analyses statique et dynamique du comportement des composites des composites non-tissés à fibres végétales***

### 1.3.1. Caractérisation statique des biocomposites non-tissés

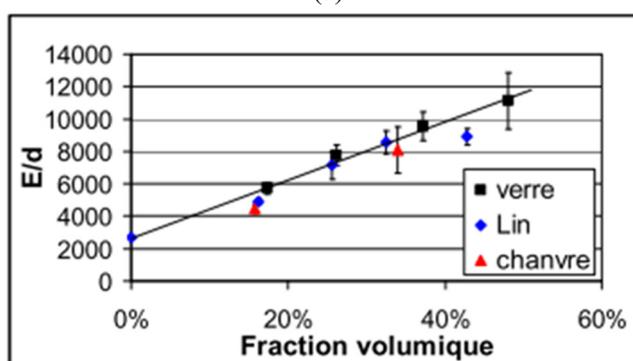
L'utilisation croissante des composites non-tissés dans plusieurs secteurs industriels et en particulier dans l'industrie automobile a motivé plusieurs chercheurs au cours de la dernière

décennie. Par exemple, Roussière et al. [80,81] ont étudié l'effet de la nature des fibres du renfort sur les propriétés mécaniques de composites non-tissés renforcés par des fibres de lin et de chanvre, obtenus par thermocompression. Ces fibres sont aléatoirement dispersées dans le plan de stratification et intégrées dans une matrice polyester. L'étude a été effectuée en réalisant des essais de traction sur ces composites avec une fraction volumique de 15%.

Les résultats obtenus ont montré que les courbes de contrainte/déformation comportent une première partie linéaire jusqu'à un seuil d'endommagement (Figure 1.14 (a)). De plus, en comparaison avec un composite à base de fibres de verre, les matériaux non-tissés testés présentent un module de rigidité spécifique quasiment équivalent. Ce module est calculé par le rapport entre le module de Young  $E$  et la densité des fibres de renfort ( $d$ ) comme illustrés au niveau de la Figure 1.14 (b). Ce rapport de rigidité spécifique met en exergue le caractère compétitif des fibres de lin et de chanvre en comparaison des fibres de verre.



(a)



(b)

Figure 1.14 (a) Courbe de traction de composites non-tissés verre/polyester (courbe supérieure) et lin/polyester (courbe inférieure). (b) Rigidités spécifiques de composites non-tissés à fibres de lin, de chanvre et de verre [80].

Plusieurs études ont examiné les propriétés de composites renforcés de fibres naturelles non tissées en fonction de la fraction de fibres. Mieck et al. [82] ont étudié les non-tissés de lin et

de polypropylène (PP) aiguilletés. En particulier, ils ont mis en évidence l'effet de la teneur en fibres sur les caractéristiques de traction du composite non-tissé lin-PP et une augmentation de ses propriétés de traction a été signalée.

Hargitai et al. [83] ont étudié le comportement mécanique en traction de composites non-tissés aiguilletés à matrice en polypropylène (PP) renforcée par des fibres de chanvre de différentes fractions volumiques (Figure 1.15). Ces auteurs ont remarqué l'existence d'une faible anisotropie des propriétés mécaniques suivant la direction machine et la direction transverse. De plus, ils ont constaté que l'effet de l'anisotropie devient de plus en plus accentué en fonction de la fraction volumique des fibres.

Ce caractère d'anisotropie a été aussi constaté par Oksman [84] qui a étudié les propriétés mécaniques de différents composites non-tissés à fibres de lin et de verre. De plus, la comparaison entre les différents composites testés a mis en évidence l'influence importante que peut causer les paramètres de fabrication des non-tissés, tel que la température de fusion et la pression exercée lors de la thermocompression, sur la rigidité du composite final.

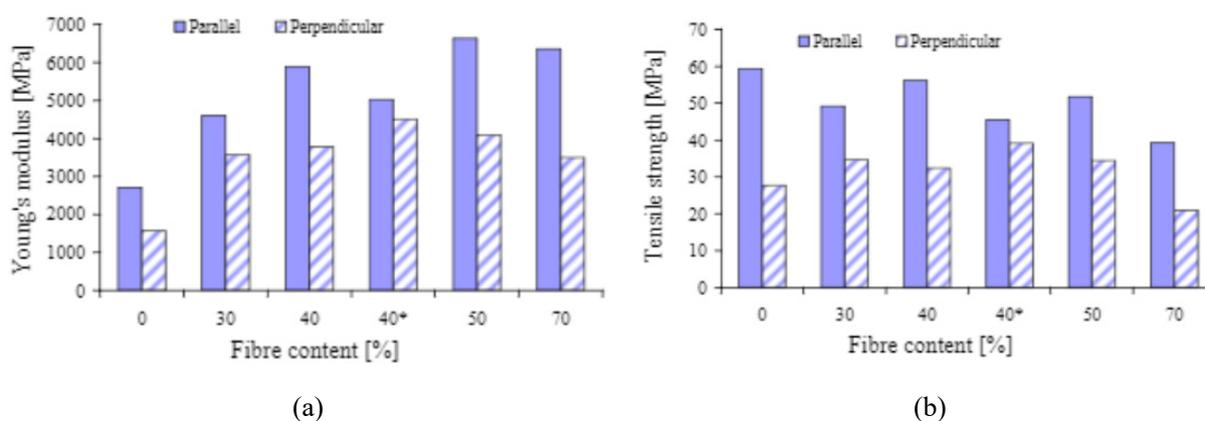


Figure 1.15 Propriétés mécaniques de composites non-tissés aiguilletés à fibres de chanvre en fonction de la fraction massique des fibres: (a) module de Young et (b) contrainte à la rupture [83].

Le type de matrice est un autre facteur influençant les propriétés mécaniques des composites non-tissés. A ce propos, on cite les travaux de Chocinski-Arnault et al. [85] qui portent sur l'étude de cinq composites non-tissés à filasse de lin et à matrices thermoplastiques (PP, PLA et PA11) obtenus par thermocompression (Figure 1.16). La caractérisation mécanique en traction a montré que ces composites présentent un comportement anisotrope, et que le type de matrice utilisée avec les fibres de renfort influe sur leur rigidité et leur contrainte maximale.

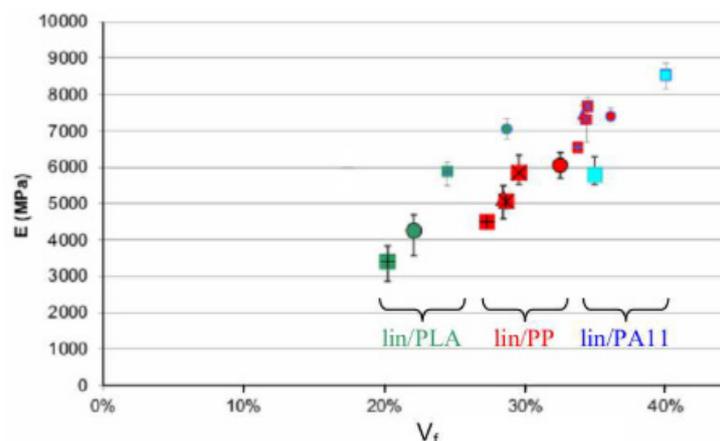


Figure 1.16 Evolution du module de Young en fonction de la fraction volumique des fibres pour des composites à fibres de lin [85].

D'autres chercheurs ont étudié l'effet du processus de fabrication des préformes non-tissés sur leurs performances mécaniques. Martin et al. [86] ont réalisé une étude sur trois composites non-tissés : deux thermo-comprimés constitués d'une matrice en PP, obtenus via deux moyens de consolidation : hydroliage pour l'un et aiguilletage pour l'autre, et un mat obtenu par voie papetière. La Figure 1.17 montre une comparaison, à différents taux de fibres, des propriétés en traction des trois non-tissés. Pour tous les taux de fibres, on remarque que ces propriétés dépendent fortement de la voie de fabrication. En effet, les non-tissés trouvés par voie papetière (appelés « mat », Figure 1.17) possèdent les meilleures propriétés. La comparaison entre les deux non-tissés consolidés par aiguilletage « needlepunched » et hydroliage « spunlaced » montre que les propriétés des non-tissés aiguilletés sont légèrement supérieures à celles des non-tissés obtenus par hydroliage.

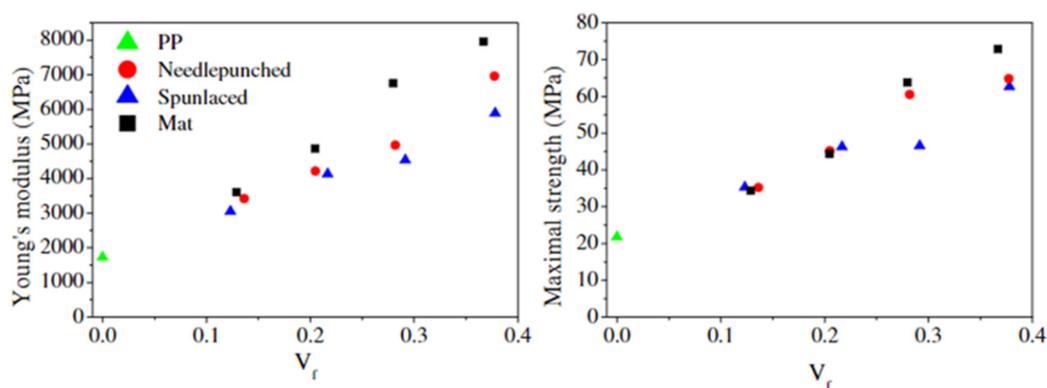
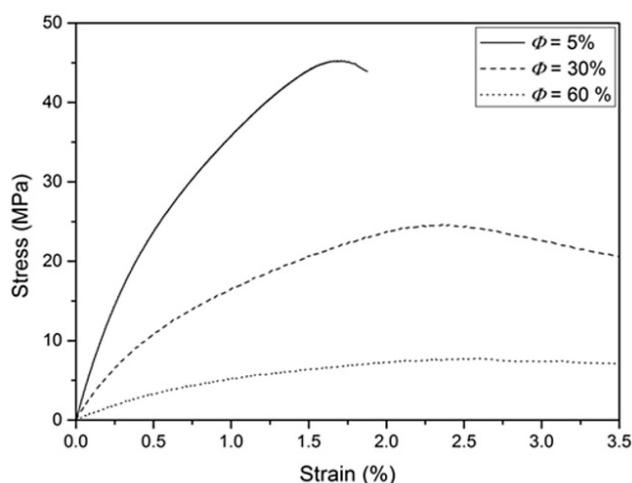
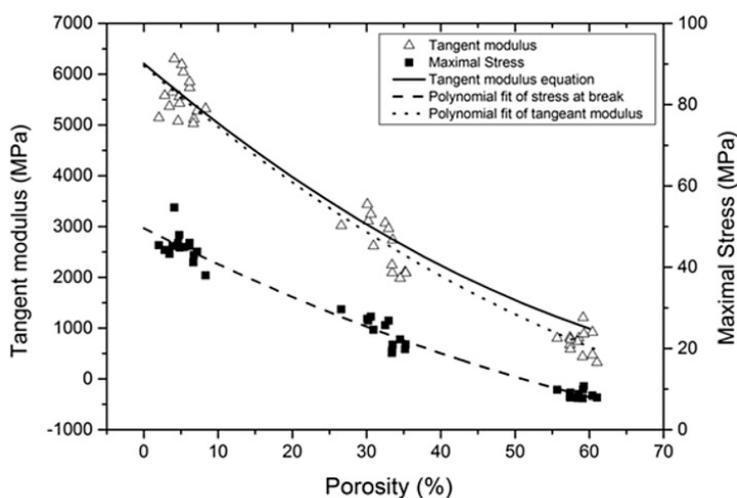


Figure 1.17 Comparaison entre les performances mécaniques en traction de composites non-tissés consolidés par aiguilletage et hydroliage [86].

Des travaux récents de Merotte et al. [87] ont étudié l'effet de la porosité sur les propriétés mécaniques de composites non-tissés à fibres de lin aiguilletés. Ils ont constaté que le module tangent et la contrainte maximale diminuent avec la porosité comme le montre la Figure 1.18. De plus, ils ont remarqué que la rupture est franche et instantanée pour une porosité faible de l'ordre de 5%, alors que pour des porosités plus élevées (de l'ordre de 60%), les composites non-tissés présentent un comportement plus ductile. Les auteurs ont mis en évidence des propriétés mécaniques et acoustiques élevées des composites non-tissés lin-PP dispersés de façon aléatoire, pouvant être obtenues en contrôlant la teneur en porosité.



(a)



(b)

Figure 1.18 Effet de la porosité sur (a) le comportement mécanique et (b) le module tangent de composites non-tissés à fibres de lin [87].

### 1.3.1. Amortissement des biocomposites

En physique, l'amortissement d'un système représente l'atténuation de son mouvement par dissipation de l'énergie. Par équivalence, l'amortissement d'un matériau composite utilisé dans une structure montre sa capacité à dissiper les énergies et à absorber les vibrations auxquelles elle est souvent en contact (cas des vibrations structurales et des vibrations transmis par d'autres systèmes). Pour cette raison, l'étude des propriétés vibratoires des matériaux composites utilisés dans l'industrie semble primordial afin de comprendre leur comportement face aux vibrations, de quantifier leur aptitude à les absorber, et d'optimiser ainsi l'amortissement du composite en agissant sur ses constituants.

Les propriétés dynamiques des composites peuvent être obtenues via plusieurs méthodes telle que l'Analyse Mécanique Dynamique (DMA) [88,89]. Celle-ci permet d'identifier les propriétés viscoélastiques des polymères et des matériaux composites (modules de conservation, facteurs de perte). Ainsi, le module complexe d'un matériau est composé de deux parties :

$$E = E' + iE'' \quad (1.1)$$

Où  $E'$  est le « module de conservation » (storage modulus), qui traduit le comportement élastique conservatif du matériau et  $E''$  est le « module de perte » qui caractérise le comportement visqueux non conservatif du matériau.

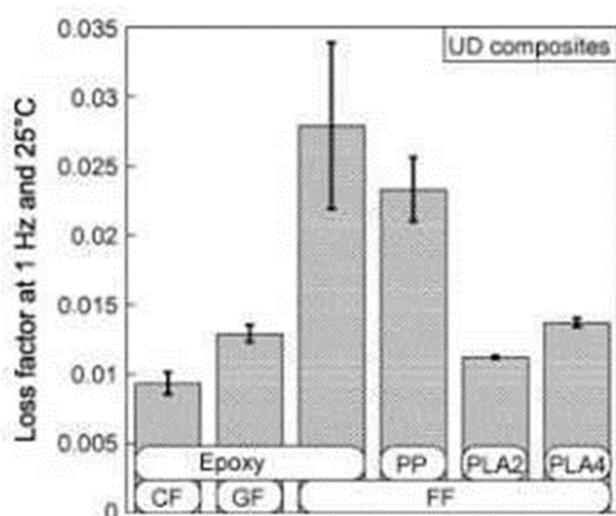
Le facteur d'amortissement «  $\tan(\delta)$  » peut ainsi être déterminé par le rapport entre les modules précédents :

$$\tan(\delta) = \frac{E''}{E'} \quad (1.2)$$

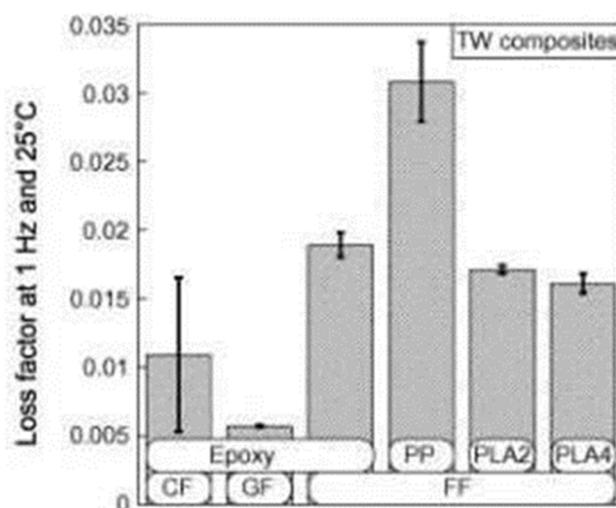
D'autres méthodes, basées sur des essais de vibration de poutres en configurations encastree-libre ou libre-libre, peuvent être aussi utilisées avec l'appui de logiciels spécifiques.

Duc et al. [88] ont étudié le comportement dynamique de composites à renfort en fibres de lin, de verre et de carbone, en architecture unidirectionnelle (UD) et sergés (TW), en utilisant la technique de DMA. La fraction volumique des fibres étant fixée à 40%, plusieurs matrices ont été utilisées. Les essais effectués ont été réalisés à 25°C et 1 Hz. Pour une même matrice, les auteurs ont trouvé que l'amortissement des composites à fibres de lin est supérieur à celui des

composites à fibres de verre et de carbone (Figure 1.19). En particulier, le facteur de perte des composites à fibres de lin UD est le double de celui des composites à fibres de verre. Duc et al. [88] ont également étudié l'effet du type de matrice sur les propriétés dynamiques des composites testés. Ils ont trouvé que le meilleur amortissement est obtenu avec une matrice PP sur une architecture « sergé » comme le montre la Figure 1.19.



(a)



(b)

Figure 1.19 Amortissement de composites à fibres de lin, de verre et de carbone (a) unidirectionnels et (b) sergés [88].

Dans un autre travail, Duc et al. [89] ont étudié l'influence de l'architecture du renfort sur le comportement dynamique de composites à matrice époxyde renforcée par des fibres de lin. Deux architectures ont été étudiées : un composite UD 0/90, fabriqué à partir de l'empilement successif suivant la direction 0 et 90° de plis de fibres unidirectionnelles, et un composite sergé

(TW). Ils ont trouvé que le facteur de perte des composites 0/90 diminue d'environ 50% par rapport à celui des composites UD comme le montre la Figure 1.20. De plus, ils ont constaté que la torsion des fils a un effet considérable sur l'amortissement. En effet, l'utilisation des composites à renfort sergé augmente le facteur de perte de 33% par rapport aux composites 0/90. Ces auteurs ont conclu que la torsion des fibres agit sur les propriétés d'amortissement en augmentant les frictions inter-fils et intra-fils entre les fibres élémentaires, ce qui améliore la dissipation d'énergie au sein du composite et lui confère un pouvoir amortissant plus important.

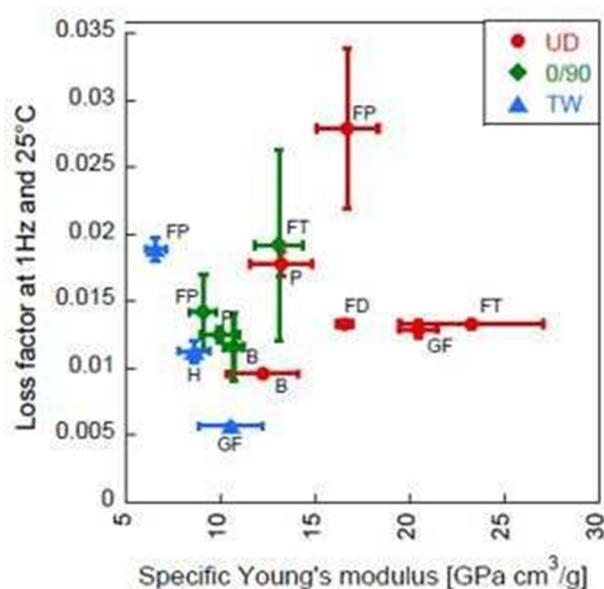


Figure 1.20 Effet de l'architecture du renfort sur l'amortissement des composites à fibres de lin [89].

Duc et al. [89] ont également testé en vibration des composites à matrice époxyde renforcée par des fibres de lin UD non torsadées et torsadées avec un angle de  $13^\circ$  (PUD et FPUD, respectivement). Ils ont constaté que l'utilisation des fils de lin torsadés permet une augmentation de 57% du facteur de perte par rapport au composite avec des fils non torsadés comme le montre la Figure 1.21. Ceci prouve que la torsion des fils améliore le frottement entre les fibres élémentaires et par la suite la dissipation d'énergie dans le composite. Une autre caractéristique pouvant influencer sur l'amortissement d'un composite à fibres végétales est le diamètre des fibres. Dans ce contexte, Duc et al. [89] ont mesuré les facteurs de perte de composites à fibres de lin de diamètre  $200\ \mu\text{m}$  (composite FPUD) et  $400\ \mu\text{m}$  (composite BUD). Ils ont constaté que le facteur de perte des composites FPUD est 191% plus élevé que celui des composites BUD. Cette différence s'explique, selon les auteurs, par le fait que les fils de lin (avec un diamètre plus grand) dans le composite BUD sont moins compacts que ceux du composite FPUD. Ainsi,

la résine époxyde remplit mieux les espaces entre les fibres élémentaires, ce qui empêche le frottement intra-fils et minimise donc la dissipation d'énergie et l'amortissement du composite.

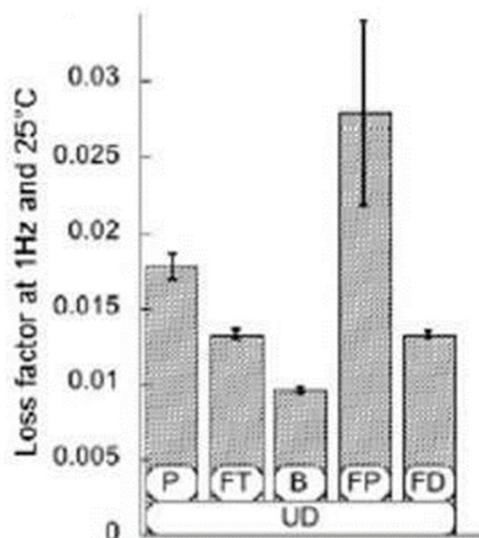


Figure 1.21 Amortissement des composites à fibres de lin selon Duc et al. [89].

En outre, ce caractère dissipatif des composites à base de fibres de lin a motivé plusieurs chercheurs pour introduire la fibre de lin dans des composites synthétiques en vue d'étudier son influence. En effet, le comportement dynamique des composites, sandwich et hybrides, a fait l'objet de plusieurs travaux de recherche [90–95]. Par exemple, Assarar et al. [91] ont analysé l'effet de la séquence d'empilement sur les propriétés d'amortissement de composites hybrides lin-carbone. Ils ont montré une augmentation significative des propriétés d'amortissement des laminés hybrides lin-carbone lorsque les couches de lin sont placées à l'extérieur du laminé de carbone. Ces auteurs ont également suggéré certaines configurations lin-carbone qui peuvent entraîner une rigidité en flexion comparable à celle du laminé de carbone avec un amortissement amélioré.

A partir de l'étude bibliographique décrite précédemment, on peut conclure que les fibres de lin offrent aux composites, unidirectionnels, sergés ou hybrides, un pouvoir amortissant très important. De ce fait et grâce à leur capacité à amortir les vibrations, les composites à fibres naturelles sont plus compétitifs que les composites à fibres synthétiques surtout lorsqu'il s'agit de choisir un matériau destiné aux secteurs de l'automobile ou de l'aéronautique, où le pouvoir amortissant est plus que recommandé.

Pour les composites non-tissés, contrairement à la caractérisation statique (décrite au niveau de la section 1.3.1), leur comportement dynamique n'a pas été suffisamment étudié dans la

littérature. En effet, après une revue de la littérature, il apparaît que seules quelques études, réalisées récemment, se sont intéressées aux propriétés d'amortissement des composites non-tissés [96,97]. Les travaux proposés par Ni et al. [96] ont porté sur les propriétés d'amortissement de composites hybrides avec des voiles non tissés en polyamide. Ces auteurs ont montré que l'intégration des non-tissés en polyamide améliore le facteur de perte sans réduire le module de stockage. Le second travail de Zhang et al. [97] a mis en évidence les facteurs de perte intéressants des voiles non-tissés moulés par compression à base de bambou, de coton, de lin et les fibres PLA.

A l'exception de ces deux travaux, on ne trouve quasiment pas de travaux de recherche ayant étudié les propriétés dissipatives des composites non-tissés à base de fibres naturelles. C'est pour cette raison que nous nous sommes intéressés dans cette étude doctorale à l'analyse du comportement vibratoire de plusieurs composites non-tissés à base de fibres naturelles.

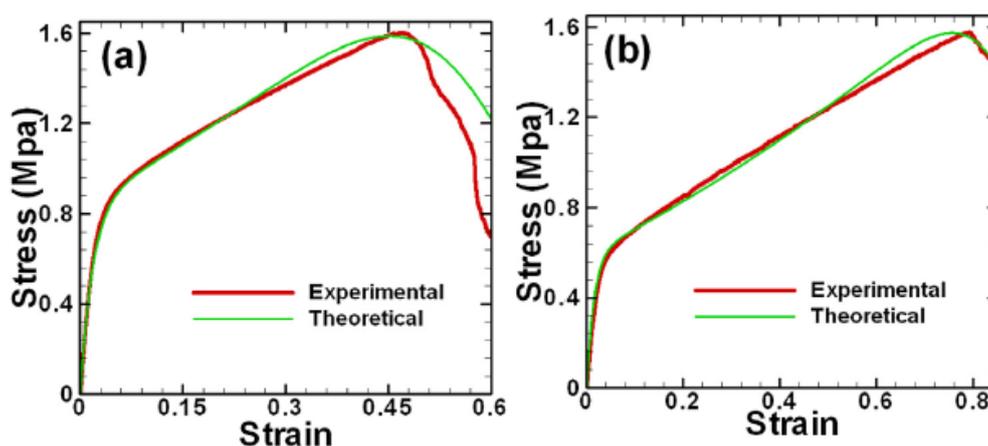
#### *1.4. Modélisation numérique du comportement des non-tissés*

Grâce à leurs propriétés mécaniques intéressantes combinées à leur faible densité, les composites non-tissés commencent à s'imposer dans plusieurs applications industrielles en remplacement des composites tissés standards. En effet, ils constituent le matériau principal utilisé pour l'intérieur des voitures [98–100]. Ils sont largement utilisés dans les structures pour l'isolation acoustique [101–104], la protection balistique [105,106] et la filtration [107–109]. Selon les performances demandées et le secteur d'application, les composites non-tissés sont utilisés avec différentes fibres de renforcement telles que les fibres de carbone [110,111] ou les fibres de verre [112]. En outre, l'empreinte environnementale motive les acteurs industriels, notamment ceux de l'automobile, à utiliser de plus en plus les fibres naturelles pour renforcer les composites non tissés [20,113]. En effet, ces matériaux garantissent des propriétés mécaniques spécifiques élevées [87,114] et deviennent même plus compétitifs que les composites renforcés de fibres de verre [29].

Plusieurs études ont examiné les propriétés des composites non-tissés renforcés de fibres naturelles, comme indiqué dans la section 1.3.1. Il est à noter qu'il devient aussi important de disposer d'outils de dimensionnement pour prédire leur comportement effectif. Dans ce contexte, Ridruejo et al. [112,115–117] ont développé un modèle numérique pour prédire les propriétés mécaniques, la déformation et les mécanismes d'endommagement de mats non-tissés en verre-PP. En se référant à la microstructure des fibres de verre non-tissées, ils ont élaboré un

réseau aléatoire bidimensionnel (2D) où les fibres de verre sont regroupées en faisceaux et considérées comme des segments linéaires individuels.

Sinha-Ray et al. [118] se sont aussi intéressés à la prédiction des propriétés mécaniques des mats non-tissés en se basant sur un modèle de réseau bidimensionnel (2D) pour des mats non-tissés obtenus par voie aérodynamique (section 1.2.4.1.1). Pour prédire la déformation élastique et plastique jusqu'à la rupture, Sinha-Ray et al. [118] ont utilisé un modèle macroscopique basé sur une approche phénoménologique s'appuyant sur des formulations mathématiques de la loi de Hooke et d'une loi de comportement élasto-plastique d'un mat non-tissé proposée par Green [119]. Le modèle ainsi développé a permis de décrire la dépendance entre la contrainte et la déformation jusqu'à la rupture des mats non-tissés. Ces résultats ont été aussi comparés avec les courbes de contrainte/déformation obtenues suite à des essais de traction comme le montre la *Figure 1.22* pour deux échantillons différents de mat non-tissé en fibres de Polypropylène.



*Figure 1.22* Courbes de contrainte/déformation obtenus expérimentalement et numériquement pour deux échantillons ((a) et (b)), d'un mat non-tissé en Polypropylène [118].

Dans le même contexte, Liu et al. [120] se sont intéressés à la prédiction du comportement en traction de mats non-tissés en fibres courtes de silicate de sodium et de mullite à travers le développement d'un modèle éléments finis 3D. Les fibres courtes ont été considérées comme des cylindres droits de longueur et de diamètre uniforme de 0,8 mm et 10  $\mu\text{m}$ , respectivement. Le désordre des fibres courtes a été considéré par Liu et al. [120] en les modélisant par des éléments barres avec des orientations qui varient aléatoirement dans les trois directions de l'espace (Figure 1.23). Ces orientations ont été choisies en se référant à des observations MEB illustrant différentes positions des fibres courtes au sein du mat non-tissé. Le modèle numérique développé a permis de prédire la forme de l'endommagement des mats non-tissés lors d'un

essai de traction. La forme ainsi trouvée était en bon accord avec les images MEB d'un échantillon après rupture. En outre, Liu et al. [120] ont montré, à l'aide du modèle numérique développé, que le mécanisme d'endommagement dominant est la rupture des fibres unitaires, ce qui a été aussi approuvé par des observations MEB.

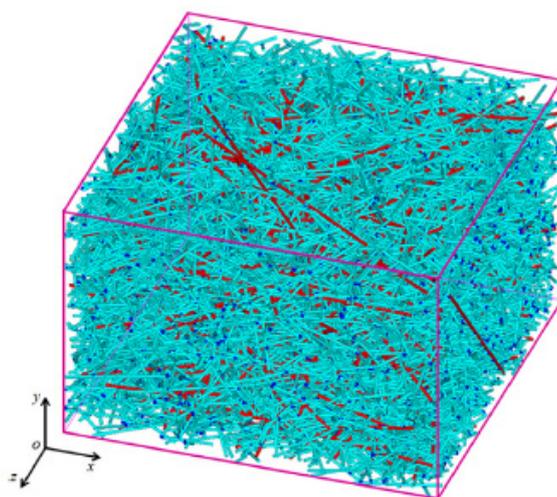


Figure 1.23 Exemple de VER d'un mat non-tissé à fibres courtes développé par Liu et al. [120].

Pour analyser les mécanismes d'endommagement et de fractures dans un voile non tissé lié thermiquement, Farukh et al. [121–124] et Sozumert et al. [125] ont développé des modèles éléments finis 2D et 3D en générant une distribution et une orientation des fibres qui se basent sur les résultats des observations avec un microscope à balayage électronique (MEB) et la tomographie microscopique à rayons X. Dans ces travaux, les auteurs ont remarqué que les points de liaison causés par le processus de consolidation par liaison thermique ont la forme d'un rectangle qui attache les fibres (Figure 1.24). De ce fait, ces liaisons ont été présentées comme un matériau composite déformable avec une géométrie rectangulaire qui attache les fibres non-tissées les unes aux autres dans des positions bien définies. En revanche, les fibres non-tissées ont été représentées dans les modèles (2D et 3D) par des éléments linéaires entre les points de liaison sans introduire leur forme ou leur courbure.

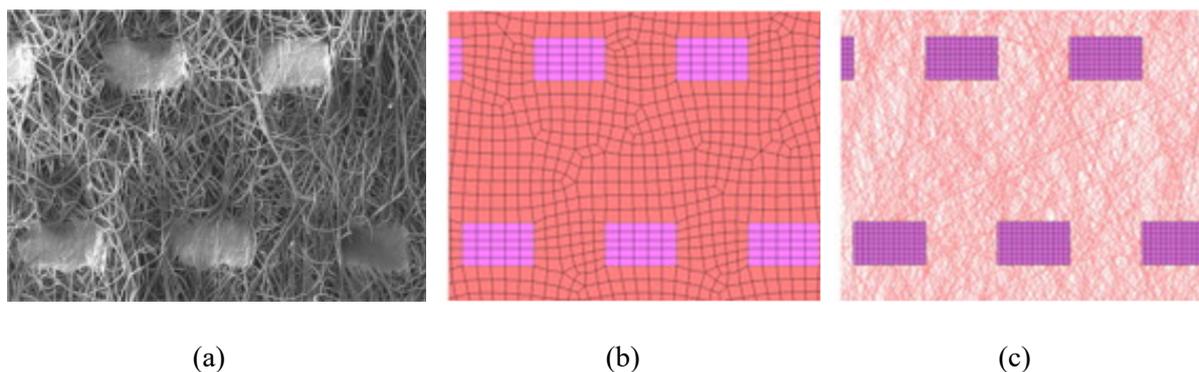


Figure 1.24 (a) Image MEB et (b) et (c) modèles numériques 2D générés [121].

L'effet du processus de consolidation par aiguilletage a également été étudié par Xie et al. [126], pour les fibres non-tissées, par le développement d'un modèle numérique 3D représentant des fibres virtuelles construites par des éléments linéaires. Pour le composite carbone/carbone, une modélisation a été menée par Yu et al. [127], où le modèle 3D réalisé a été obtenu en utilisant un modèle éléments finis basé sur des micro-images. Dans tous ces modèles, l'orientation des fibres non-tissées a été implémentée mais leur courbure n'a pas été étudiée.

Récemment, Gaiselmann et al. [128–130] ont introduit la courbure des fibres non-tissées dans un modèle 2D pour simuler la diffusion des gaz dans une couche constituée de fibres de carbone non-tissées. Le modèle proposé décrit les fibres de carbone avec de fortes courbures en se référant aux données des images MEB. Dans un autre travail sur le feutre aiguilleté en fibres de carbone, Song et al. [131] ont généré un modèle géométrique 3D basé sur des données statistiques de distribution de la longueur des fibres de carbone et de leur rayon de courbure. Ces deux derniers modèles ont tenu en compte la forme courbée des fibres dans la modélisation du voile non-tissé aiguilleté en fibres de carbone.

Les travaux cités nous permettent de conclure que la forme du réseau fibreux des non-tissés et sa distribution ont été largement étudiés. Toutefois, un composite non-tissé présente d'autres caractéristiques majeures telles que la présence de porosités qui doivent être prises en compte dans un modèle numérique. Dans ce contexte, la présente étude doctorale constitue une première tentative de modélisation non seulement des fibres du voile non-tissé aiguilleté mais aussi de l'ensemble du composite non-tissé, en tenant compte des caractéristiques du renforcement des fibres, de la matrice et des porosités.

### ***1.5. Conclusion***

Dans ce premier chapitre, nous avons présenté une analyse bibliographique effectuée dans le but de comprendre le comportement mécanique des composites non-tissés et de connaître l'effet de l'utilisation des fibres naturelles comme renfort sur les propriétés dissipatives des composites.

Les travaux effectués sur des composites non-tissés ont montré que ces derniers présentent un comportement en traction, quasi-isotrope, dépendant de la fraction volumique des fibres, de la porosité du composite ainsi que de la méthode de fabrication des voiles et des composites non-tissés. Une revue bibliographique sur plusieurs types de composites unidirectionnels, sergés et hybrides a mis en évidence l'apport significatif des fibres naturelles en termes d'amortissement. En revanche, les propriétés vibratoires des composites non-tissés à fibres naturelles restent très peu discutées.

D'autre part, cette analyse bibliographique a rappelé l'existence d'approches numériques pour la modélisation des non tissés. Ces approches modélisent les voiles non-tissés et tiennent compte de la courbure et des caractéristiques des fibres. En revanche, une modélisation d'un composite non-tissé avec la présence, non seulement du réseau de fibres du renfort, mais aussi de la matrice et des porosités, n'est à ce jour pas réalisée.



## **Chapitre II**

### **Présentation de la démarche expérimentale**



## 2. Présentation de la démarche expérimentale

### 2.1. Introduction

Afin de justifier l'utilisation d'un matériau composite pour une pièce automobile bien déterminée, une étude expérimentale de ses propriétés mécaniques et dynamiques semble primordiale. En effet, l'analyse des comportements statique et vibratoire du composite montre son élasticité et sa capacité à absorber les vibrations qui sont souvent appliquées sur les pièces d'automobiles.

Le présent chapitre présente les constituants des matériaux composites non-tissés de l'étude, ainsi que les différentes étapes nécessaires à leur mise en œuvre. Ensuite, nous présentons le protocole expérimental permettant la caractérisation mécanique et vibratoire des matériaux étudiés.

### 2.2. Mise en œuvre des composites de l'étude

#### 2.2.1. Constituants

Les matériaux considérés dans cette étude sont des matériaux non-tissés constitués d'un renfort de fibres naturelles ou synthétiques combiné à des fibres de polypropylène (PP) pour former un feutre non-tissé. Les fibres utilisées ainsi que leurs densités sont présentées dans le Tableau 2.1.

Tableau 2.1 Densités des fibres utilisées

Type	Densité (kg/m <sup>3</sup> )
Polypropylène	900
Lin	1450
Chanvre	1370
Kénaf	1470
Verre	2540

Les feutres non-tissés utilisés dans ce travail ont été élaborés par la société EcoTechnilin SAS, basée à Yvetot en France. Ces matériaux sont connus sous le nom commercial Fibriplast 300. Ces feutres industriels ont une masse surfacique d'environ  $276 \pm 16$  g/m<sup>2</sup> et ils sont obtenus à partir d'un taux de 50% en masse de PP et 50% en masse de fibres de renfort. Les étapes de

mise en œuvre pour obtenir un feutre non-tissé Fibriplast 300 peuvent être résumées en quatre étapes :

- **Ouvraison/mélange** : On dispose tout d'abord de deux lots de fibres, les fibres de renfort et les fibres de PP. Chaque lot de fibres est pesé afin de respecter la fraction massique voulue et sont par la suite mélangées.
- **Cardage** : A l'entrée de la machine de cardage, les fibres mélangées sont individualisées et parallélisées, en utilisant des cardes, pour former un voile de carde régulier, constant et orienté préférentiellement suivant la direction de la carde (MD) comme décrit au niveau de la section 1.2.4.1.1.
- **Nappage** : Après le cardage, les couches de voile de carde obtenues seront superposées afin d'augmenter le grammage jusqu'à obtenir le grammage voulu. Comme le nappeur présente un angle de  $90^\circ$  entre l'entrée et la sortie, les voiles de carde nappés auront une nouvelle orientation privilégiée (direction CD).
- **Aiguilletage** : Cette étape consiste à enchevêtrer les fibres de la nappe à l'aide des aiguilles qui l'entrelacent verticalement, avec une faible profondeur de pénétration, afin de lier mécaniquement les fibres.

En effet, les aiguilles métalliques (Figure 2.1(b)), insérées dans une planche (Figure 2.1(a)), contiennent des barbes qui permettent d'accrocher les fibres et donc de les lier mécaniquement. Par la suite, les fibres sont enchevêtrées et liées mécaniquement entre elles à l'aide des aiguilles qui les entrelacent verticalement en traversant toute l'épaisseur de la nappe et dans le sens inverse que celui du pré-aiguilletage.

Après cette étape, on obtient un non-tissé qui passe par la suite sur des rouleaux équipés d'un système de champ magnétique pour contrôler la présence des aiguilles brisées. Finalement, on obtient à la sortie un rouleau de feutre non-tissé (Figure 2.2). Ce rouleau est défini par une direction MD (Machine Direction), qui est la direction de sortie du rouleau de voile non-tissé et une direction perpendiculaire appelée CD (Cross Direction), comme montré au niveau de la Figure 2.3. Il convient de noter qu'on peut caractériser le produit selon plusieurs angles en coupant des non-tissés selon l'orientation voulue.



(a)



(b)

Figure 2.1 (a) Planche des aiguilles et (b) barbes d'une aiguille.



Figure 2.2 Rouleau de voile non-tissé aiguilleté.

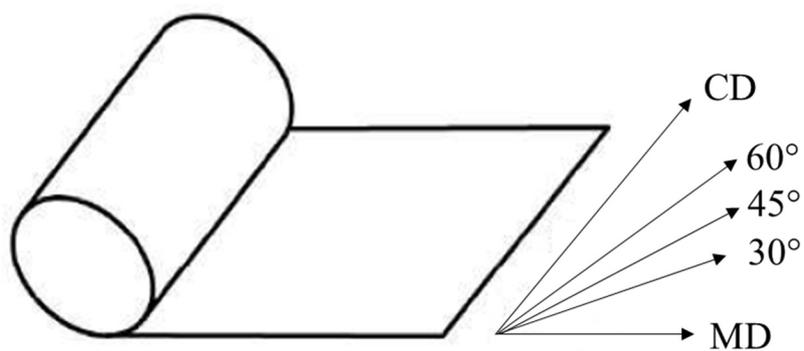


Figure 2.3 Définition des directions d'un rouleau de voile non-tissé.

### 2.2.2. Mise en œuvre du composite à partir du feutre non-tissé

Les composites non-tissés de cette étude sont fabriqués par thermocompression à partir du rouleau de feutre non-tissé (Figure 2.4). En premier lieu, des feutres de non-tissés sont coupées sous forme de rectangles de dimension 210x300 mm<sup>2</sup>. Ensuite, nous mettons entre les deux plateaux chauds de la machine, un nombre bien déterminé de couches de feutres de non-tissés, protégées par un tissu d'arrachage, calés à un écartement choisi. Ces feutres non-tissés sont par la suite thermo comprimés à une température de 190°C. En effet, grâce à la température élevée, les fibres de PP sont fusionnées en constituant ainsi la matrice du composite non-tissé. La température au cours de cette étape est contrôlée par un thermocouple placé entre les couches de feutres non-tissés. Une fois la température atteint 190°C, les feutres superposés sont transférés vers les deux plateaux froids, et pressés pendant 1 minute, afin d'obtenir une plaque finale de composite non-tissé qui sera utilisé pour les différents tests expérimentaux.



Figure 2.4 Thermo presse utilisée.

Il convient de noter que le nombre de couches de feutres non-tissés à superposer au niveau de la thermocompression dépend de la porosité du composite final. En effet, l'épaisseur finale de la plaque du composite non-tissé est fixée à environ 1,9 mm par calage des plateaux de la thermo presse. Donc pour obtenir des composites non-tissés avec un taux de porosité variable, il faut agir sur le nombre de plis mis en thermocompression tout en gardant la même épaisseur entre les différentes plaques.

Le taux de porosité d'un composite peut être déterminé, selon la norme ASTM D2734-09, en utilisant la formule suivante :

$$\phi = 1 - \rho_c \left( \frac{1 - \omega_f}{\rho_m} + \frac{\omega_f}{\rho_f} \right) \quad (2.1)$$

avec :

$\phi$  : porosité du composite (%)

$$\rho_c = \frac{\text{masse de l'échantillon (kg)}}{\text{volume de l'échantillon (m}^3\text{)}}$$

$\omega_f$  : fraction massique des fibres (%)

$\rho_f$  : masse volumique des fibres ( $\text{kg} / \text{m}^3$ )

$\rho_m$  : masse volumique de la matrice (fibres de PP) ( $\text{kg} / \text{m}^3$ )

A partir de l'équation (2.1), la masse volumique du composite  $\rho_c$  peut être calculée pour un taux de porosité fixé à l'avance. Par la suite, nous pouvons déterminer le nombre de plis de feutres non-tissés à superposer au niveau de la thermocompression tout en connaissant la masse surfacique d'un seul pli.

Le Tableau 2.2 résume les matériaux fabriqués dans le cadre de ce projet doctoral. Il convient de noter que notre analyse expérimentale comprend une étude paramétrique, qui se base sur le changement de plusieurs paramètres tel que la nature des fibres de renfort, leurs orientations, le taux de porosité et la fraction volumique des fibres comme montré dans le Tableau 2.2. Pour comprendre l'influence de chaque paramètre sur les propriétés étudiées, il est nécessaire de fixer les autres paramètres. En d'autres termes, si on veut étudier l'influence de la porosité par exemple, il convient de choisir, lors de la mise en œuvre, le même type de renfort et la même fraction volumique des fibres pour les différents taux de porosités.

### ***2.3. Démarche de caractérisation statique***

Les plaques composites non-tissées ont été découpées pour obtenir des éprouvettes avec des dimensions conformes à la norme ISO 527-4 comme le montre la Figure 2.5. Les échantillons non-tissés ont été ensuite testés en traction monotone à l'aide d'une machine de traction de type INSTRON modèle 3382. Cette machine est équipée d'une cellule de charge de 100 kN et est pilotée par le logiciel Bluehill de la société INSTRON. Les essais ont été réalisés en utilisant une vitesse de déplacement de 2 mm/min. La déformation longitudinale est mesurée par un extensomètre de type INSTRON 2630-112 et la déformation transversale est mesurée avec un autre extensomètre de type INSTRON E96803, comme le montre la Figure 2.6.

Tableau 2.2 Caractéristiques des composites non-tissés étudiés.

Composite	Orientation des fibres	Fraction massique du renfort/PP (%)	Taux de porosité (%)
Verre-PP	MD, CD	50/50	23.00±2.30
Kenaf-PP	MD, CD	50/50	22.36±2.40
Chanvre-PP	MD, CD	50/50	19.91±1.69
Lin-PP	MD, 30°, 45°, 60°, CD	50/50	22.31±2.01
Lin-PP	MD, CD	30/70	22.42±1.29
		70/30	23.49±2.23
Lin-PP	MD, CD	50/50	08.82±1.22
			22.31±2.01
			36.53±2.95
			50.27±1.81
			63.53±1.21



Figure 2.5 Eprouvettes de traction selon la norme ISO 527-4.

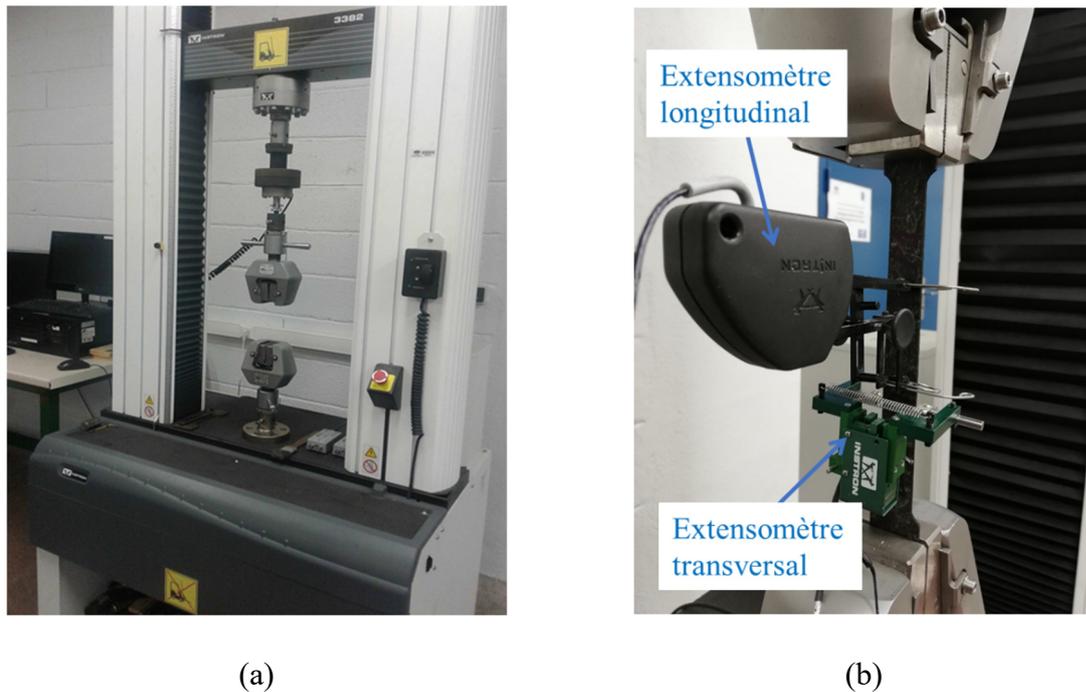


Figure 2.6 (a) Machine de traction et (b) zoom sur le dispositif de mesure.

## 2.4. Analyse modale expérimentale

### 2.4.1. Méthodes d'évaluation des amortissements modaux

L'amortissement d'un matériau est le mécanisme de dissipation d'énergie qui engendre l'atténuation de son mouvement. Les sources de l'amortissement vibratoire peuvent être modélisées d'une manière simple par un frottement visqueux où la résistance au mouvement est engendrée par un fluide visqueux avec une relation linéaire qui lie la force de frottement à la vitesse :

$$F = -c \frac{dx}{dt} = -c\dot{x} \quad (2.2)$$

où  $c$  [Ns/m] est le coefficient d'amortissement qui dépend de la viscosité du fluide.

Pour simplifier, les phénomènes de dissipation d'énergie dans des cas complexes sont souvent modélisés par un système associé à un amortisseur visqueux ayant pour équation de mouvement :

$$m\ddot{x} + c\dot{x} + kx = f \quad (2.3)$$

où  $f$  est la force extérieure exercée suivant la direction  $x$ ,  $m$  la masse du système,  $k$  la raideur du ressort et  $c$  le coefficient d'amortissement.

En introduisant la pulsation propre, l'équation (2.3) peut s'écrire sous la forme :

$$\ddot{x} + 2\delta\dot{x} + w_0^2 x = q \quad (2.4)$$

avec :

$$\delta = \frac{c}{2m} : \text{coefficient d'amortissement visqueux}$$

$$q = \frac{f}{m} : \text{force réduite}$$

$$w_0 = \sqrt{\frac{k}{m}} : \text{pulsation propre}$$

On peut définir aussi le facteur d'amortissement visqueux  $\xi = \frac{c}{2mw_0} = \frac{c}{c_{cr}}$  où  $c_{cr}$  est le coefficient d'amortissement critique.

La nature du mouvement est définie en fonction de la valeur de  $\xi$  de la manière suivante :

- $\xi < 1$  : mouvement sous-amorti ;
- $\xi > 1$  : mouvement sur-amorti ;
- $\xi = 1$  : mouvement avec amortissement critique.

En l'absence d'excitation et dans le cas d'un mouvement sous-amorti ( $\xi < 1$ ), le mouvement du système est dit pseudopériodique et la solution de l'équation de mouvement s'écrit sous la forme :

$$x(t) = x_m e^{-\delta t} \cos(\omega_d t - \varphi) \quad (2.5)$$

avec :

$$\omega_d = w_0 \sqrt{1 - \frac{\delta^2}{w_0^2}} : \text{fréquence angulaire des vibrations amorties}$$

$$\varphi = \tan^{-1} \left( \frac{\dot{x} + \delta x_0}{\omega_d x_0} \right) : \text{angle de phase}$$

$$x_m = \sqrt{x_0^2 + \frac{(\dot{x}_0 + \delta x_0)^2}{\omega_d^2}} : \text{amplitude du mouvement}$$

La pseudopériode peut être déterminée à l'aide de la fréquence angulaire par la relation :

$$T_d = \frac{2\pi}{\omega_d}.$$

L'amortissement étant finalement caractérisé par plusieurs coefficients déclinés comme suit :

- Coefficient d'amortissement visqueux :  $\delta = \frac{c}{2m}$  ;
- Facteur d'amortissement visqueux :  $\xi = \frac{\delta}{\omega_0}$  ;
- Facteur de perte :  $\eta = 2\xi$  ;
- Coefficient d'amortissement spécifique :  $\psi = 2\pi\eta$  .

Ces coefficients traduisent la capacité d'amortissement. Ils peuvent être mesurés à l'aide d'une réponse temporelle ou une fonction de réponse en fréquence (FRF) obtenues lors du mouvement de flexion d'un système subissant une excitation.

Cette fonction présente la réponse mesurée après excitation (déplacement, vitesse ou accélération) en fonction de la fréquence. La forme la plus connue pour la présentation de cette fonction est le diagramme de Bode. Les modes propres associés à ce diagramme correspondent aux pics de résonance. Ils peuvent être déterminés à partir du diagramme réponse mesurée/fréquence.

Les coefficients d'amortissement et les propriétés modales peuvent être identifiés à partir de la courbe de réponse temporelle ou de la courbe de FRF (Fonction de Réponse en Fréquence), par plusieurs méthodes dont on cite ici les plus utilisées d'entre elles :

- **Méthode du décrétement logarithmique** : cette méthode consiste à mesurer la décroissance logarithmique de la réponse d'un système dans le domaine temporel. Le décrétement peut être exprimé en fonction de l'amortissement par la relation suivante :

$$\delta = \frac{1}{m} \left( \ln \frac{x_n}{x_{n+m}} \right) \quad (2.6)$$

où  $\delta$  est le coefficient d'amortissement, n et m sont les numéros des deux pseudo-périodes choisies pour le calcul de ce coefficient.

- **Méthode -3dB** : cette méthode est connue aussi sous le nom de la méthode de la bande passante [132]. Elle est couramment utilisée en raison de sa simplicité. Elle consiste, en premier lieu, à isoler chaque pic de résonance de la FRF, et en second lieu de définir la largeur de la bande de fréquence prise à -3dB par rapport à la valeur maximale d'amplitude (Figure 2.7).

On peut ainsi déduire le facteur de perte comme suit :

$$\eta = \frac{\Delta f}{f_r} = \frac{f_2 - f_1}{f_r} \quad (2.7)$$

où  $f_r$  est la fréquence de résonance,  $f_1$  et  $f_2$  sont les fréquences correspondant aux deux points de fréquence se trouvant à -3dB du pic de résonance comme le montre la Figure 2.7.

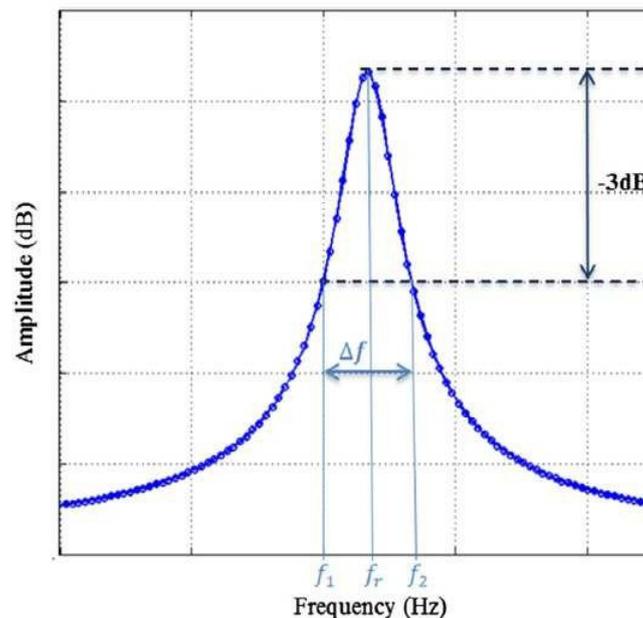


Figure 2.7 Méthode de -3dB.

- **Méthode du facteur d'amplification** : le facteur de perte peut être déterminé en connaissant la courbe FRF et à l'aide du facteur d'amplification en utilisant la relation suivante :

$$Q = \frac{A_{\max}}{A_0} = \sqrt{\frac{1 + \eta^2}{\eta}} \quad (2.8)$$

où  $A_{\max}$  est l'amplitude à la résonance et  $A_0$  est l'amplitude à l'instant  $t=0$ .

- **Méthode énergétique** : cette méthode se base sur la mesure de la quantité de l'énergie dissipée par un système au cours de son mouvement [133]. Elle considère que le coefficient d'amortissement d'une structure peut être exprimé en fonction de l'amortissement et de l'énergie emmagasinée au niveau de chaque élément de la structure. En d'autres termes, cette méthode donne une relation entre l'amortissement de la structure globale et les amortissements de chacune des parties de la structure en utilisant la relation suivante :

$$\eta = \frac{\sum_{i=1}^n \eta_i U_i}{\sum_{i=1}^n U_i} \quad (2.9)$$

Où  $n$  est le nombre d'éléments de la structure et  $U_i$  est l'énergie élastique emmagasinée dans l'élément  $i$  de la structure.

#### 2.4.2. Mesure de l'amortissement à partir des vibrations d'une poutre

L'analyse modale expérimentale d'une poutre est couramment réalisée en étudiant sa réponse à une excitation donnée. Ainsi, il est possible d'analyser son comportement vibratoire en balayant une plage de fréquences à l'aide d'un pot vibrant ou en lui imposant une excitation ponctuelle à l'aide d'un marteau d'impact. Ainsi, les propriétés dynamiques de la poutre peuvent être ensuite identifiées à partir de la Fonction de Réponse en Fréquence (FRF).

Dans le cas des matériaux qui peuvent présenter un fort pouvoir amortissant, les méthodes de -3db et du décrément logarithmique peuvent être insuffisantes. Des méthodes plus élaborées existent, comme la méthode d'ajustement de la réponse en fréquence expérimentale avec la réponse analytique d'une poutre en configuration libre-libre ou encastree-libre, ou la méthode expérimentale développée par l'entreprise LMS Siemens via l'application POLYMAX (Polyreference Modal Analysis eXtended).

Dans le cas d'une modélisation par frottements visqueux, l'équation de mouvement des vibrations amorties s'écrit sous la forme :

$$\rho_s \frac{\partial^2 \omega_0}{\partial t^2} + c_s \frac{\partial \omega_0}{\partial t} + k_s \frac{\partial^4 \omega_0}{\partial x^4} = q(x, t) \quad (2.10)$$

avec :

$\omega_0(x, t)$  : déplacement transversal de la poutre

$q$  : charge transversale appliquée sur la poutre

$c_s$  : coefficient d'amortissement visqueux par unité de surface

$k_s$  : constante de rigidité par unité de surface

$\rho_s$  : masse surfacique de la poutre

En introduisant la pulsation propre  $w_0$ , l'équation (2.10) est réécrite sous la forme suivante :

$$\frac{\partial^2 \omega_0}{\partial t^2} + \frac{c_s}{\rho_s} \frac{\partial \omega_0}{\partial t} + w_0^2 a^4 \frac{\partial^4 \omega_0}{\partial x^4} = p(x, t) \quad (2.11)$$

avec :

- $w_0$  : pulsation propre du système défini par :

$$w_0 = \frac{1}{a^2} \sqrt{\frac{E_{fx} h^3}{12 \rho_s}} \quad (2.12)$$

où  $E_{fx}$  est le module de flexion de la poutre,  $a$  sa longueur et  $h$  est épaisseur.

- $p(x, t) = \frac{1}{\rho_s} q(x, t)$  : charge réduite
- $\omega_0(x, t)$  : déplacement transverse

Le déplacement transversal  $\omega_0(x, t)$  solution de l'équation (2.10), peut être exprimé sous la forme d'une série dont chaque terme est le produit d'une fonction  $\phi_i(t)$  par le déplacement modal  $X_i(x)$  :

$$\omega_0(x, t) = \sum_{i=1}^{\infty} \phi_i(t) X_i(x) \quad (2.13)$$

Par la suite, l'équation de mouvement (2.11) peut être transformée en une équation en coordonnées modales en introduisant le déplacement transversal explicité sous la forme (2.13), ce qui conduit à l'équation suivante :

$$\ddot{\phi}_i + 2\xi_i w_i \dot{\phi}_i + w_i^2 \phi_i = p_i, \quad i = 1, 2, \dots, \infty \quad (2.14)$$

où  $\xi_i$  est le coefficient d'amortissement modal lié à l'amortissement visqueux  $c_s$  par la relation :

$$\frac{c_s}{\rho_s} = 2\xi_i w_i \quad (2.15)$$

La réponse  $\phi_i(t)$  de chaque mode  $i$  peut être déterminée de la même manière que pour un système à un degré de liberté avec amortissement visqueux. Le déplacement transverse est ensuite obtenu par l'expression (2.13).

Dans le cas où la poutre est soumise à une charge sinusoïdale  $q(x,t) = q_m(x)\cos(\omega t)$ , la composante de la charge réduite pour le mode  $i$  est donnée par :

$$p_i(t) = p_{mi}(x)\cos(\omega t) \quad (2.16)$$

avec :

$$p_{mi} = \frac{1}{\rho_s} \int_0^a q_m X_i dx \quad (2.17)$$

L'équation (2.14) devient :

$$\ddot{\phi}_i + 2\xi_i w_i \dot{\phi}_i + w_i^2 \phi_i = p_{mi}(x)\cos(\omega t), \quad i = 1, 2, \dots, \infty \quad (2.18)$$

La réponse en régime permanent du mode  $i$  est alors donnée par l'expression :

$$\phi_i(t) = \frac{p_{mi}}{w_i^2} K_i(\omega)(a_i \cos \omega t + b_i \sin \omega t) \quad (2.19)$$

avec :

$$a_i = 1 - \frac{\omega^2}{w_i^2} \quad \text{et} \quad b_i = 2\xi_i \frac{\omega}{w_i} \quad (2.20)$$

et :

$$K_i(\omega) = \frac{1}{\sqrt{\left(1 - \frac{\omega^2}{w_i^2}\right)^2 + \left(2\xi_i \frac{\omega}{w_i}\right)^2}} \quad (2.21)$$

Le déplacement transversal est ensuite déduit des deux équations (2.13) et (2.19). Il s'écrit :

$$\omega_0(x,t) = \sum_{i=1}^{\infty} \frac{P_{mi}}{w_i^2} K_i(w) X_i(x) (a_i \cos wt + b_i \sin wt) \quad (2.22)$$

Ce déplacement transversal peut également s'écrire sous la forme :

$$\omega_0(x,t) = \sum_{i=1}^{\infty} \frac{P_{mi}}{w_i^2} K_i(w) X_i(x) a_i \cos(wt - \varphi_i) \quad (2.23)$$

avec :

$$\varphi_i(w) = \tan^{-1} \left( \frac{2\xi_i w / w_i}{1 - w^2 / w_i^2} \right) \quad (2.24)$$

Dans le cas d'une poutre avec deux extrémités libres, les déformées modales s'écrivent :

$$X_i(x) = \cos \kappa_i \frac{x}{a} + \cosh \kappa_i \frac{x}{a} + \gamma_i \left( \sin \kappa_i \frac{x}{a} - \sinh \kappa_i \frac{x}{a} \right) \quad (2.25)$$

où  $\kappa_i$  et  $\gamma_i$  sont des constantes présentées dans le Tableau 2.3 pour les cinq premiers modes en configuration libre-libre.

Tableau 2.3 : Valeurs des coefficients  $\kappa_i$  et  $\gamma_i$  de la fonction poutre en configuration libre-libre [134].

$m_i$	1	2	3	4	5
$\kappa_i$	4.730	7.853	10.996	14.137	17.279
$\gamma_i$	-0.9825	-1.0008	-1.000	-1.000	-1.000

### 2.4.3. Protocole expérimental

#### 2.4.3.1. Dispositif expérimental

L'analyse modale expérimentale des vibrations de poutres, avec excitation par impact, présente l'avantage d'être assez simple à mettre en œuvre. La détermination de l'amortissement à partir de cette analyse est souvent menée sur des poutres en configuration encastree-libre [135–137].

Cependant, cette configuration demande une attention particulière lors sa de mise en place, en raison de l'encastrement qui pourrait engendrer des dissipations parasites au niveau du contact de la poutre avec le dispositif d'encastrement. Pour diminuer les effets des conditions aux limites, d'autres auteurs ont effectué des essais sur des poutres en configuration libre-libre [91,138,139].

De ce fait, nous avons effectué l'ensemble de nos essais sur des poutres en configuration libre-libre. La Figure 2.8 montre le dispositif expérimental que nous avons utilisé pour analyser les vibrations des éprouvettes, sous formes de poutres découpées à partir des plaques composites non-tissés. Chaque poutre composite testée est suspendue verticalement à l'aide d'un fil élastique afin de réaliser la configuration libre-libre. La poutre est ensuite excitée en un point à l'aide d'un marteau d'impact (PCB 086C03) et la réponse est détectée en un autre point de la structure à l'aide d'un accéléromètre (PCB 352C23) ayant une masse de  $\sim 0.2$  g. Plusieurs points de l'éprouvette sont excités. La géométrie de l'éprouvette ainsi que la position de l'accéléromètre sont définis sur le logiciel LMS comme le montre la Figure 2.9. Les signaux d'excitation de la poutre et de sortie de l'accéléromètre sont ensuite numérisés et traités par un analyseur dynamique de signaux (commercialisé par la société LMS). Cet analyseur est constitué d'une carte d'acquisition et de traitement, associée à un logiciel de contrôle et de traitement des signaux.

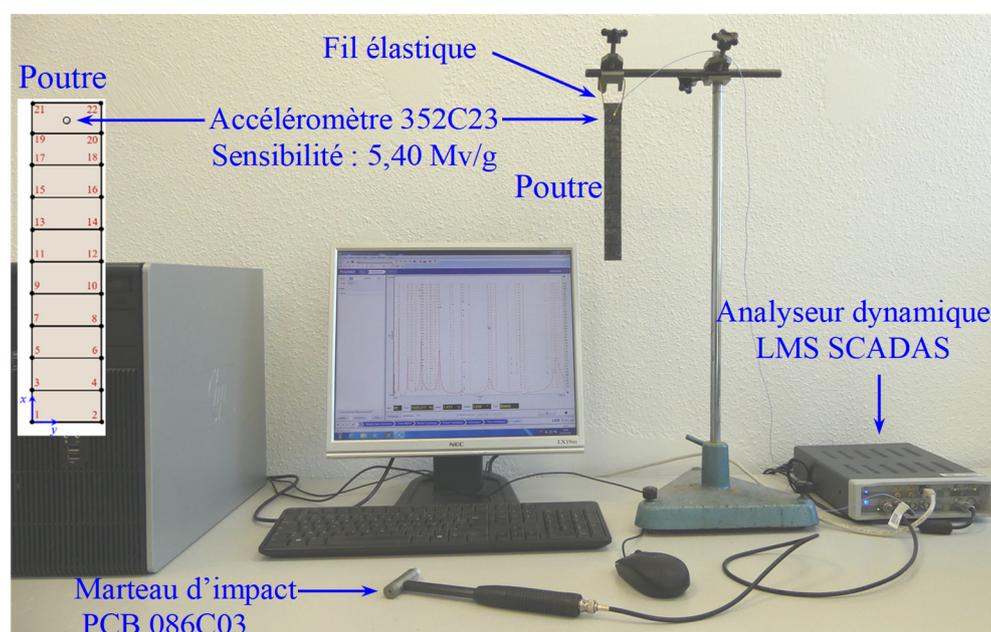


Figure 2.8 Dispositif expérimental utilisé.

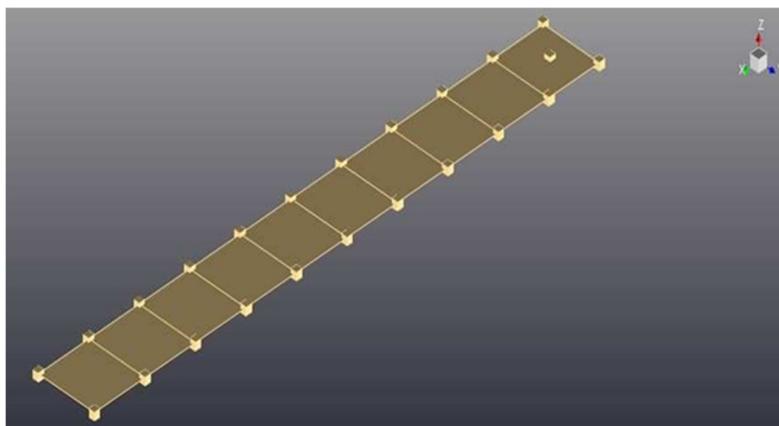


Figure 2.9 Définition de la géométrie de la poutre et de la position de l'accéléromètre dans le logiciel LMS.

#### 2.4.3.2. Analyse des résultats expérimentaux

L'analyse modale expérimentale a été effectuée sur des poutres composites en flexion transversale en configuration libre-libre. Les échantillons testés présentent une largeur de 25 mm et une longueur variable de 230, 250 et 270 mm.

La Figure 2.10 montre un exemple de la transformée de Fourier de la réponse à une excitation impulsionnelle. Cette réponse fait apparaître les pics correspondants aux fréquences propres de vibration associées à des modes de flexion.

L'identification des fréquences propres et des coefficients d'amortissement a été également effectuée en utilisant la méthode PolyMax. Celle-ci considère la réponse d'une structure comme la somme des réponses de plusieurs systèmes à un seul degré de liberté (section 2.4.2).

La réponse construite à partir de ces systèmes est ensuite ajustée avec celle obtenue expérimentalement à l'aide d'un algorithme d'optimisation élaboré par la société LMS. Il convient de noter que la méthode PolyMax permet aussi de reconstituer les déformées modales des poutres testées.

Ensuite, le logiciel PolyMax récupère l'ensemble des réponses fréquentielles de la poutre et permet de calculer la réponse en fréquence somme des positions excitées. Cette procédure permet de reconstituer les déformées modales associées à chaque fréquence propre. Les déformées modales obtenues pour les six premiers modes de flexion sont illustrées sur la Figure 2.11.

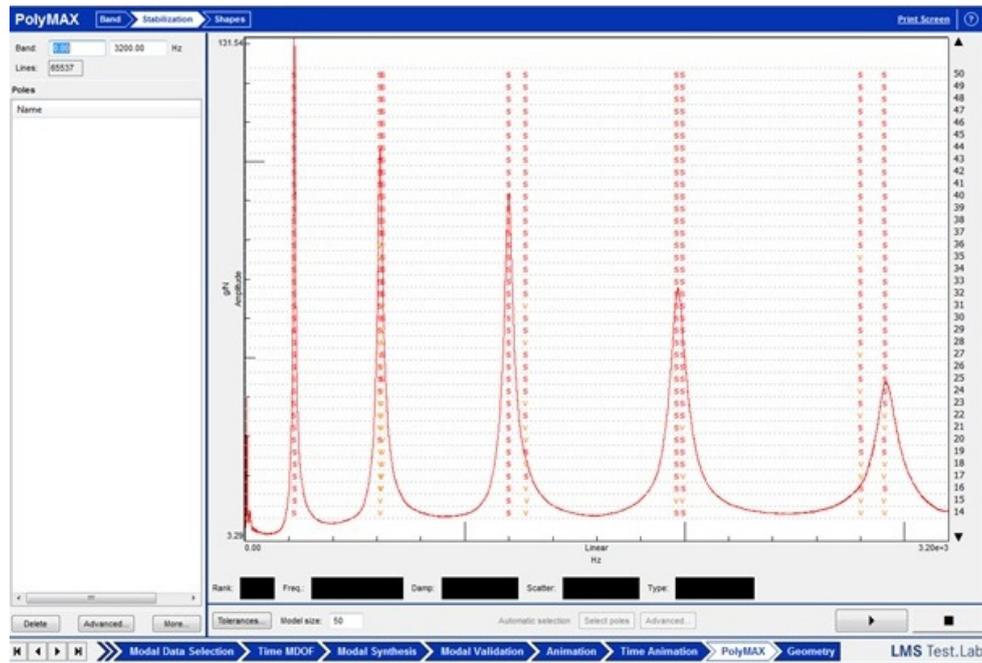


Figure 2.10 Exemple de courbe somme de fonctions de réponse en fréquence d'une éprouvette excitée.

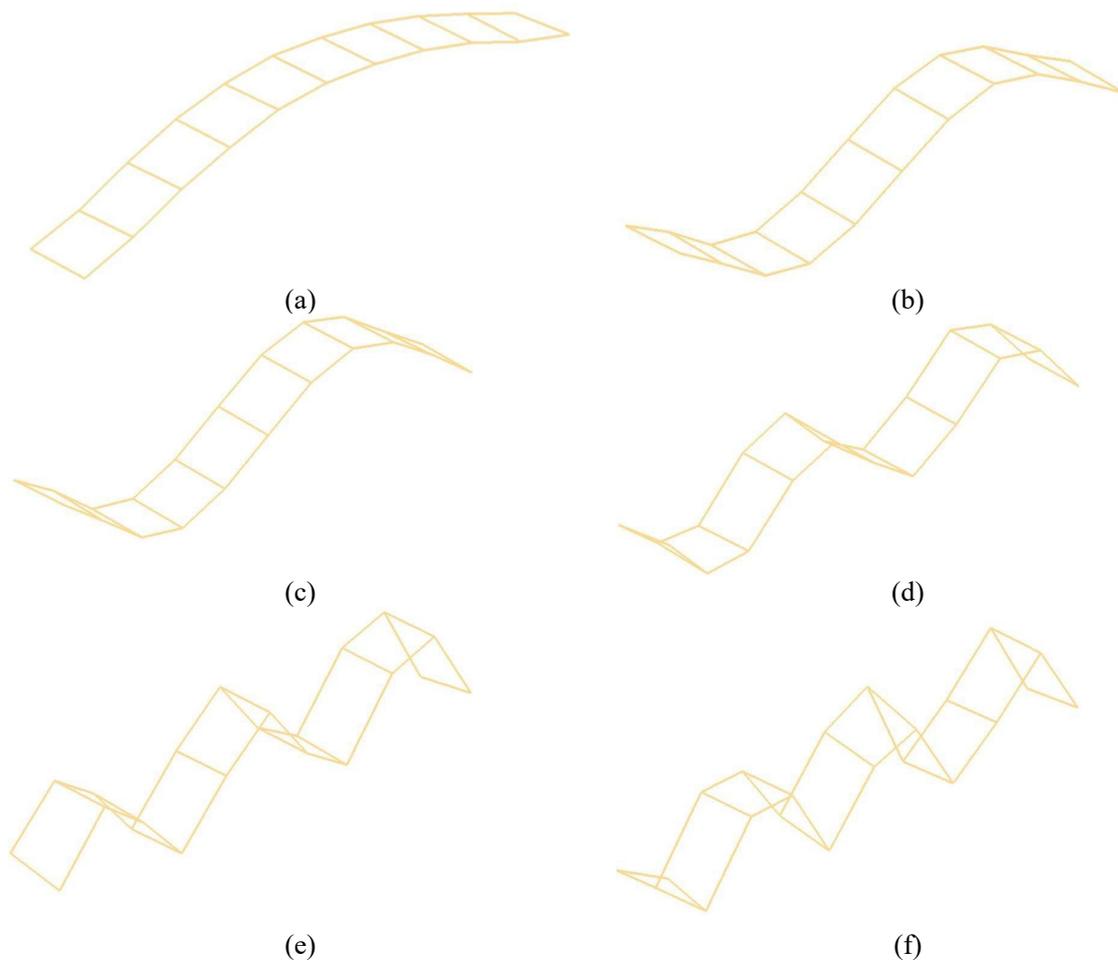


Figure 2.11 Déformées modales des éprouvettes testées associées aux six premiers modes de flexion transversale.

### ***2.5. Conclusion***

Dans ce chapitre, nous avons présenté dans un premier temps les différents matériaux de l'étude ainsi que leur mise en œuvre et la méthode de calcul de leurs porosités. Ensuite, nous avons présenté la démarche expérimentale des essais de traction qui sert à évaluer les propriétés mécaniques en statique. La deuxième partie de ce chapitre a décrit les différentes méthodes théoriques pour identifier les coefficients d'amortissement à partir de l'analyse modale. Enfin, le protocole expérimental d'identification des facteurs propres associés aux fréquences propres a été décrit.

**Chapitre III**  
**Analyse expérimentale statique et dynamique des composites**  
**non-tissés**



### **3. Analyse expérimentale statique et dynamique des composites non-tissés**

#### ***3.1.Introduction***

Les composites non-tissés à renfort végétal et à matrice thermoplastique sont les matériaux les plus utilisés dans des pièces automobiles tels que les panneaux de porte, le tableau de bord, les tablettes d'arrière et le fond de coffre. L'utilisation de ces matériaux dans ces diverses applications nécessite une connaissance approfondie de leur comportement mécanique sous sollicitations statiques et dynamiques. Plusieurs travaux de recherche ont analysé les propriétés mécaniques de composites non-tissés ces dernières années [77,85,87]. Par ailleurs, les contributions portant sur le comportement vibratoire restent peu abordées dans la littérature.

L'étude des propriétés mécaniques de ces composites constitue une étape primordiale afin de quantifier leur rigidité. Cependant, leur utilisation dans des pièces intérieures de voitures nécessitera une meilleure compréhension de leurs propriétés d'amortissement, pour montrer leur capacité à absorber les vibrations et à dissiper de l'énergie.

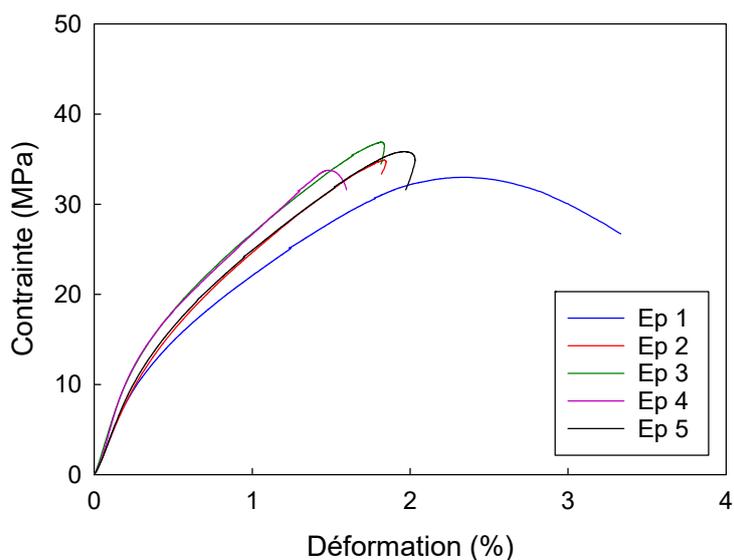
Nous proposons dans le présent chapitre d'identifier, en premier lieu, les propriétés mécaniques des composites non-tissés les plus utilisées dans des pièces automobiles, tout en étudiant l'impact des paramètres pouvant agir sur leur rigidité. En deuxième lieu, nous proposons une analyse approfondie des propriétés d'amortissement des composites non-tissés dans le but de montrer l'aptitude de ces derniers à absorber les vibrations. Nous développons en outre une étude portant sur divers paramètres pouvant influencer les propriétés dynamiques, tels que le type, l'orientation, la fraction massique des fibres et le taux de porosité.

#### ***3.2.Comportement en traction des composites non-tissés***

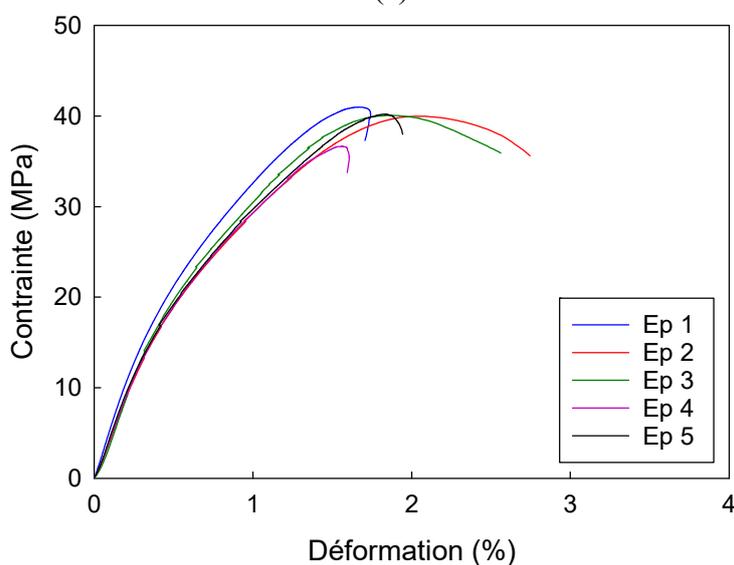
##### ***3.2.1.Propriétés en traction monotone***

Afin de caractériser les propriétés mécaniques des composites non-tissés de l'étude, des essais de traction monotone ont été réalisés afin de mesurer leurs modules de Young, leurs contraintes maximales et leurs coefficients de Poisson. En premier lieu, des composites non-tissés à base de différents types de fibres (verre, lin, chanvre et kéraf), avec un taux de porosité de l'ordre de 22% et une fraction massique de fibres de 50% ont été testés. On note qu'une moyenne de cinq éprouvettes de chaque matériau, coupées suivant la direction machine (MD) et la direction transverse (CD) et testées selon la norme ISO-527-2, a été considérée.

La Figure 3.1, obtenue sur un composite lin-PP à  $\phi \sim 22\%$ , montre l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour cinq éprouvettes testées suivant les deux directions MD et CD. D'après les résultats de cette figure, il apparaît que le composite non-tissé lin-PP ne présente pas un comportement linéaire. En effet, ces courbes mettent en évidence l'existence de deux zones de comportement linéaire : une zone élastique jusqu'à une déformation d'environ 0,2%, et un changement de pente traduit par une augmentation de la courbure jusqu'à la contrainte maximale puis la rupture de l'éprouvette.



(a)



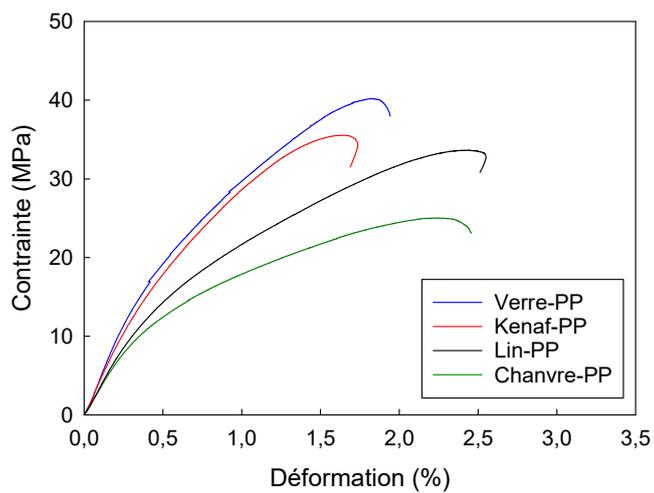
(b)

Figure 3.1 Courbe contrainte/déformation du composite lin-PP à  $\phi \sim 22\%$  suivant les directions (a) MD (a) et (b) CD.

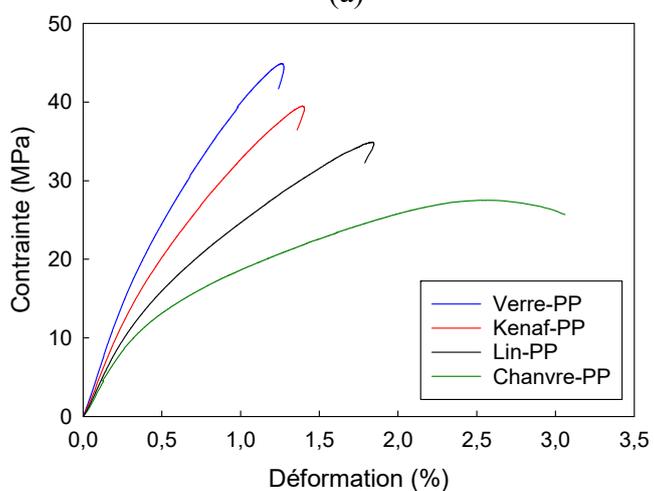
Ce type de comportement est observé pour la majorité des composites à fibres naturelles et à matrices polymères [140]. Ce même comportement a été aussi observé pour des composites non-tissés similaires aux composites de l'étude [87]. En effet, Merotte et al. [87] ont mis en exergue le comportement non-linéaire d'un non-tissé lin-PP à différents taux de porosité. Ils ont constaté que la déformation maximale pour la zone qui correspond au domaine élastique du matériau est entre 0,1 et 0,2%. Pour cette raison, le module de Young des différents matériaux de l'étude a été calculé à partir de la tangente à la courbe contrainte/déformation au niveau de la première zone linéaire où la déformation ne dépasse pas 0,2%. Afin d'analyser l'apport du renfort sur les propriétés mécaniques de nos composites, plusieurs types de fibres (verre, lin, chanvre et kénaf) ont été testés. Ces composites présentent le même taux de porosité ( $\phi \sim 22\%$ ) et la même fraction massique (de l'ordre de 50%). La Figure 3.2 montre l'évolution des courbes contrainte/déformation des quatre composites non-tissés suivant les deux directions MD et CD. Ces courbes montrent que le même comportement est trouvé pour tous les composites non-tissés étudiés, avec une zone élastique linéaire associée à de très faibles déformations inférieures à 0,2%.

Le Tableau 3.1 résume les valeurs identifiées des propriétés mécaniques en traction identifiées ( $E$  : module de Young,  $\sigma_{max}$  : contrainte maximale et  $\nu_{12}$  : coefficient de Poisson), pour les deux directions MD et CD. Pour les quatre matériaux, nous constatons une très faible variation des propriétés mécaniques entre la direction machine et la direction transverse, ce qui permet de conclure que les composites non-tissés de cette étude ont un comportement quasi-isotrope ou qu'ils présentent une légère anisotropie engendrée par les étapes de cardage et de nappage lors du processus de fabrication des voiles non-tissés. Pour mieux décrire ce comportement, d'autres directions seront étudiées dans la section 3.2.2.1.

Afin de mieux illustrer les résultats obtenus, une présentation du module de Young et de la contrainte maximale, suivant la direction machine, est donnée sous forme d'histogrammes dans la Figure 3.3. Ces résultats montrent clairement que le composite à fibres de verre présente une rigidité plus importante comparée à ceux renforcés par des fibres végétales. Ceci est expliqué par la rigidité élevée des fibres de verre par rapport aux fibres d'origine végétale. De plus, nous remarquons que l'utilisation des fibres de kénaf ou de lin comme renfort donne au composite non-tissé une performance mécanique plus importante que les fibres de chanvre. En effet, les fibres de lin et de kénaf sont plus rigides que les fibres de chanvre (Tableau 1.4), ce qui explique les résultats obtenus.

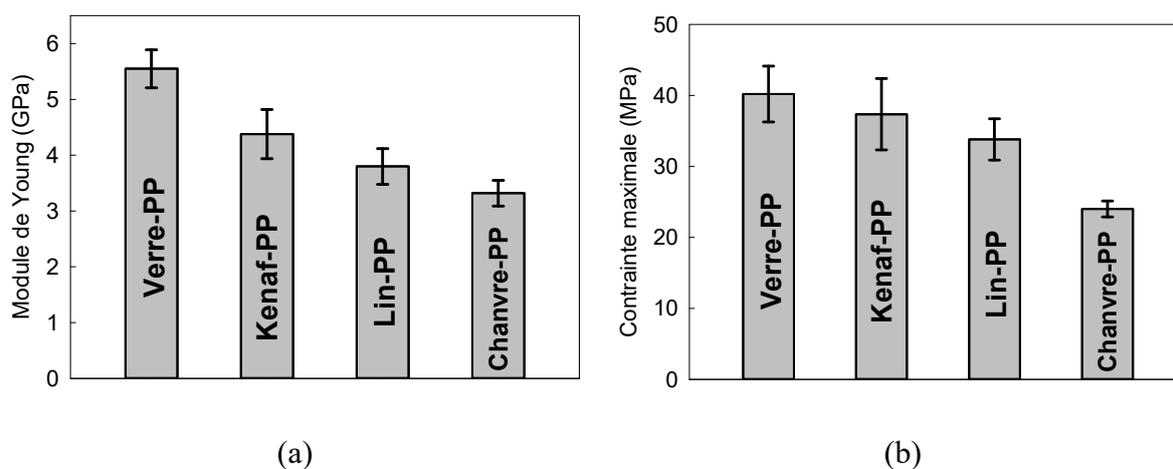


(a)



(b)

Figure 3.2 Courbe contrainte/déformation des composites non-tissés à différents types de fibres de renfort suivant la direction (a) MD et (b) CD.



(a)

(b)

Figure 3.3 (a) Modules de Young et (b) contraintes maximales des composites non-tissés à différents types de fibre de renfort suivant la direction MD.

Tableau 3.1 Propriétés mécaniques en traction des composites non-tissés à différents types de fibres de renfort.

Composite	$E_{MD}$ (GPa)	$E_{CD}$ (GPa)	$\nu_{12}$	$\sigma_{max,MD}$ (MPa)	$\sigma_{max,CD}$ (MPa)
Verre-PP	5,55±0,34	5,72±0,32	0,191±0,06	40,20±3,94	47,02±3,42
Kénaf-PP	4,38±0,44	4,61±0,46	0,212±0,03	37,35±5,02	39,67±4,32
Lin-PP	3,80±0,32	4,22±0,33	0,255±0,04	33,48±2,92	38,09±2,78
Chanvre-PP	3,32±0,23	3,62±0,11	0,265±0,05	24,00±1,12	28,88±3,65

Vu l'utilisation de plus en plus importante des composites non-tissés en tant que pièces semi structurelles dans l'industrie automobile, où la légèreté est très recommandée, il est de ce fait plus judicieux de comparer des modules de Young spécifiques des composites non-tissés de l'étude. En effet, pour une pièce automobile, les constructeurs visent à la rendre plus légère tout en conservant des propriétés mécaniques intéressantes. Pour cette raison, nous avons calculé les modules de Young spécifiques (module de Young/masse volumique). Les résultats, présentés dans la Figure 3.4, montrent bien que les composites à fibres végétales deviennent compétitifs par rapport au composite verre-PP. Ceci justifie l'intérêt d'utiliser des fibres naturelles dans des applications semi structurelles, offrant à la fois une légèreté et une bonne rigidité avec le respect de l'environnement. En outre, nous remarquons que les fibres de kénaf et de lin restent beaucoup plus intéressantes que les fibres de chanvre en termes de rigidité spécifique. Vu la large utilisation et la disponibilité de la fibre de lin, cette dernière a été choisie pour conduire l'étude paramétrique de la section suivante.

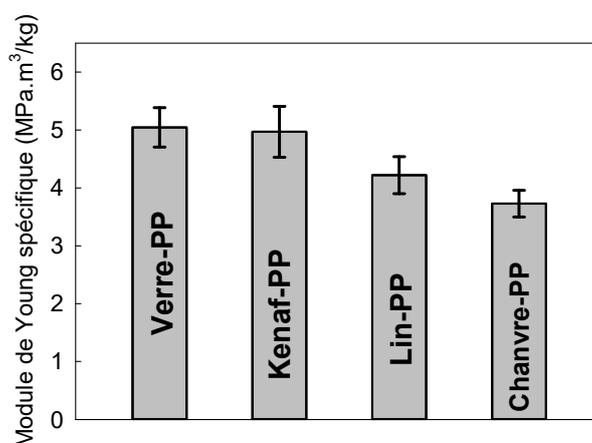


Figure 3.4 Modules de Young spécifiques des composites non-tissés à différent types de renfort.

### 3.2.2. Etude paramétrique sur le composite non-tissé lin-PP

Dans cette partie, nous étudions l'influence de l'orientation des fibres, de leur fraction massique et du taux de porosité sont analysés sur les propriétés mécaniques du composite non-tissé lin-PP.

#### 3.2.2.1. Effet de l'orientation des fibres

Pour analyser l'effet induit par l'orientation des fibres du renfort sur les propriétés mécaniques du composite non-tissé lin-PP de l'étude, celui-ci a été testé suivant cinq directions :  $0^\circ$  (équivalente à la direction machine),  $30^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $60^\circ$  et  $90^\circ$  (équivalente à la direction transverse CD) avec cinq éprouvettes pour chaque direction. Les valeurs du module de Young et de la contrainte maximale sont montrées dans la Figure 3.5. On remarque la présence d'une légère anisotropie entre les différentes directions.

Cette anisotropie est fort probablement engendrée par les étapes de cardage et de nappage lors du processus de fabrication des voiles non-tissés (Section 2.2). En effet, l'étape de cardage consiste à individualiser et aligner les fibres, ce qui crée une direction préférentielle de ces dernières induisant ainsi une anisotropie entre cette direction et les autres directions du voile cardé. L'étape suivante est le nappage qui consiste à superposer des couches de voiles cardées avec la création d'un angle de nappage entre ces dernières. Cette étape a pour conséquence de diminuer l'anisotropie créée par le cardage en réorientant légèrement les fibres grâce à l'angle de nappage (Figure 1.12). Cette étape génère par la suite des couches superposées moins anisotropes qui sont prêtes à subir l'étape d'aiguilletage avant la dernière étape de thermocompression [76].

Donc, c'est la superposition des couches de voiles qui minimise l'anisotropie du non-tissé et donne une différence beaucoup moins prononcée entre les orientations. Vu la légère différence entre les propriétés mécaniques du composite non-tissé lin-PP en variant l'orientation des fibres, nous nous sommes intéressés, pour le reste de l'étude paramétrique, qu'aux propriétés mécaniques suivant la direction machine.

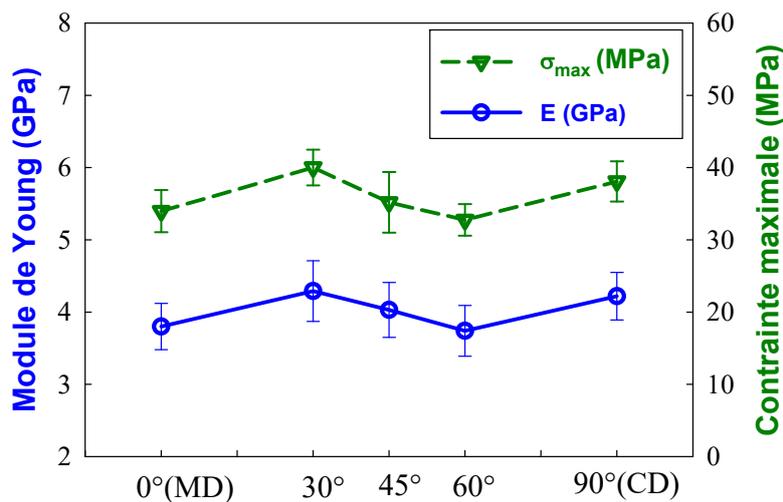


Figure 3.5 Evolution du module de Young et de la contrainte maximale du composite lin-PP en fonction de l'orientation des fibres.

### 3.2.2.2. Influence de la fraction massique des fibres

Dans cette partie, des composites non-tissés lin-PP avec une fraction massique qui varie de 30 à 70% ont été testés. La Figure 3.6 montre l'évolution des courbes contrainte/déformation des trois composite lin-PP testés. Les valeurs des fractions massiques sont notées au niveau de la Figure 3.6 de la manière suivante : fraction massique de lin/fraction massique de PP.

Les courbes obtenues présentent le même comportement décrit précédemment avec deux zones linéaires et une augmentation de la contrainte jusqu'à la rupture. Toutefois, la rupture ne se fait pas d'une manière brusque comme le montre la dernière zone de la courbe contrainte/déformation à proximité de la contrainte maximale. Cet aspect de rupture est plus prononcé pour les composites non-tissés à forte fraction massique de fibres (70%). Ceci peut être expliqué par un phénomène de déchaussement des fibres de lin associé à une faible diminution de la contrainte. Ce phénomène est clairement observé au niveau des éprouvettes rompues du lin-PP à forte fraction massique de lin comme le montre la Figure 3.7.

En comparant deux éprouvettes avec deux fractions massiques de 30% et 70%, nous pouvons observer le déchaussement des faisceaux de fibres qui devient beaucoup plus important en augmentant la fraction massique des fibres de lin. Les valeurs du module de Young, du coefficient de Poisson et de la contrainte maximale, calculés à partir des courbes contraintes/déformation, sont résumées dans le Tableau 3.2.

La fraction volumique des fibres  $V_f$ , équivalente à chaque fraction massique calculée, est obtenue à l'aide de l'équation suivante :

$$V_f = \frac{\rho_c}{\rho_f} P_f \quad (3-1)$$

où  $P_f$  est la fraction massique des fibres,  $\rho_c$  et  $\rho_f$  sont les masses volumiques du composite et du renfort, respectivement.

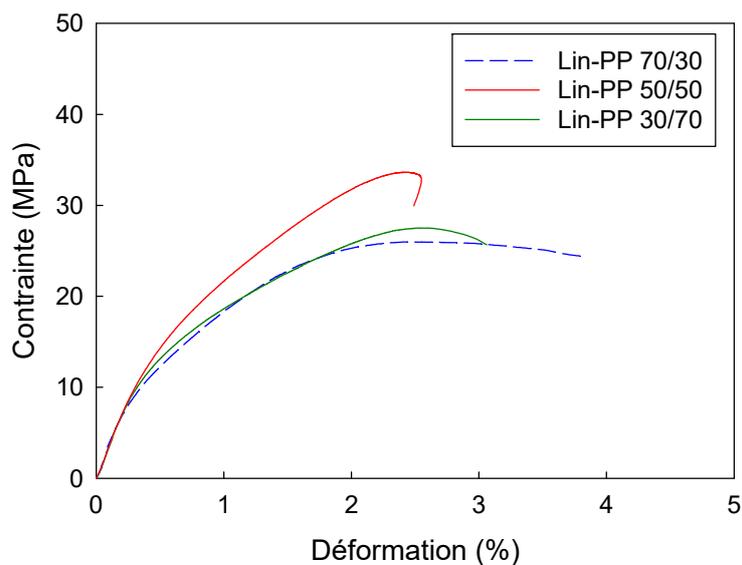


Figure 3.6 Courbes contrainte/déformation des composite lin-PP à différentes fractions massiques des fibres de lin.

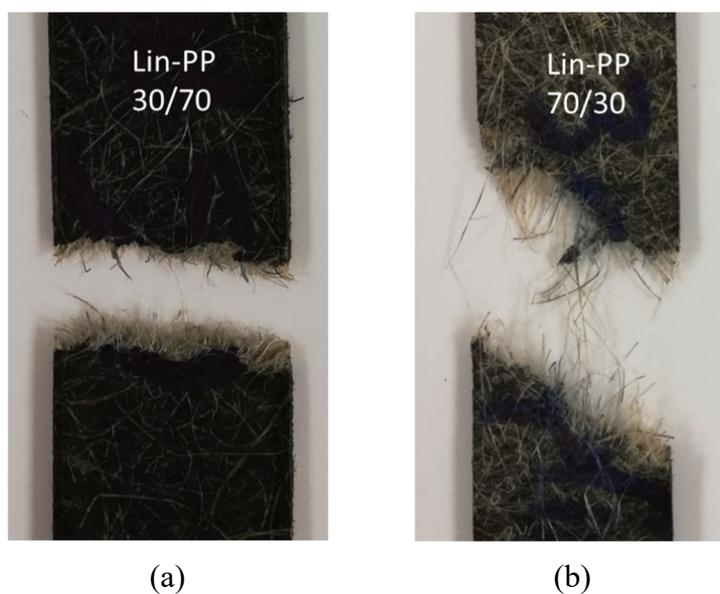


Figure 3.7 Epreuves rompues des composites lin-PP à (a) 30% et (b) 70% de fraction massique des fibres de lin.

Tableau 3.2 Propriétés mécaniques des composites lin-PP à différentes fractions massique des fibres de lin.

$P_f/P_m$	$V_f$	$E_{MD}$ (GPa)	$\nu_{12}$	$\sigma_{max,MD}$ (MPa)
30/70	19,65±3,21	3,14±0,18	0,225±0,01	28,33±2,12
50/50	29,75±2,64	3,80±0,32	0,255±0,04	33,48±2,92
70/30	37,65±1,86	3,26±0,28	0,197±0,03	27,48±4,89

Afin de mieux comparer les composites lin-PP à différentes fractions massiques des fibres de lin, les résultats du tableau sont représentés sous forme d'histogrammes dans la Figure 3.8. Les résultats montrent une augmentation du module de Young ainsi que de la contrainte maximale en augmentant la fraction massique du lin de 30 à 50 %. Ceci est expliqué par l'ajout d'une masse de fibres au sein du PP qui offre une rigidité supplémentaire au composite puisque les fibres de lin sont beaucoup plus rigides que le polypropylène. En revanche, nous observons une légère diminution des propriétés mécaniques en passant d'une fraction massique de 50 à 70%. En effet, à partir d'une certaine quantité de fibres de lin, l'effet inverse et une perte de rigidité sont obtenus. La masse très importante de fibres de renfort devient beaucoup plus importante que la quantité de polypropylène dans laquelle elle devrait s'imprégner. Ceci induit une mauvaise imprégnation et donc, une faible adhérence entre l'interface fibre/matrice, ce qui défavorise le transfert d'effort entre ces dernières. De cette façon, les fibres de lin mal imprégnées ne vont plus rigidifier le composite mais plutôt le fragiliser car elles seront considérées comme une charge supplémentaire et non plus un renfort.

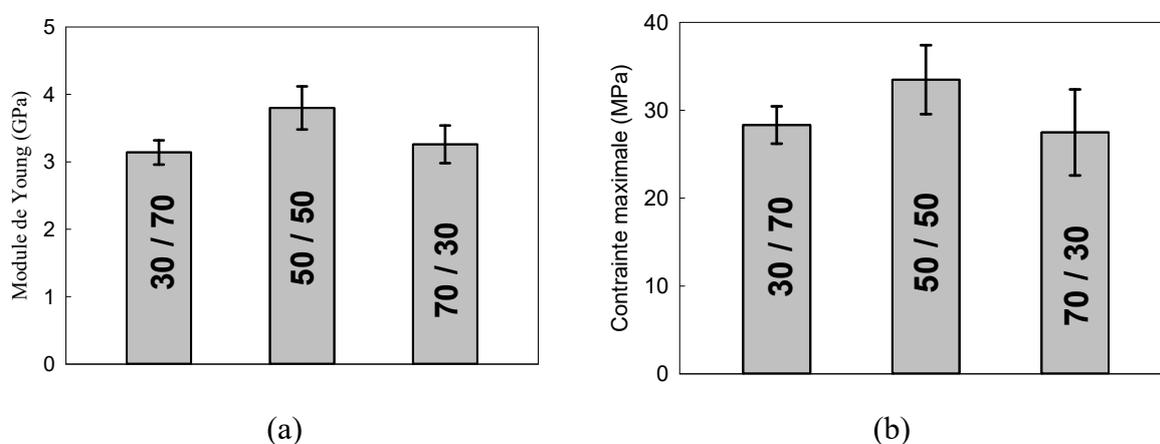


Figure 3.8 Evolution (a) du module de Young et (b) de la contrainte maximale des composites lin-PP en fonction de la fraction massique des fibres de lin.

### 3.2.2.3. Effet du taux de porosité

La porosité est un atout majeur pour les composites non-tissés car elle permet d'offrir plus de légèreté à une structure, une caractéristique souvent recherchée pour des pièces utilisées dans le domaine automobile, tels que les panneaux de porte, les tablettes d'arrière et les fonds de coffre. Cependant, l'augmentation significative du taux de porosité dans les composites non-tissés peut avoir des conséquences sur leurs propriétés mécaniques.

Dans cette partie, cinq composites non-tissés à fraction massique constante (de l'ordre de 50%) et une porosité variant de 9 à 64%, ont été testés. Leurs courbes contrainte/déformation en traction (Figure 3.9) montrent un changement de comportement au niveau de la phase de rupture. En effet, une rupture rapide n'est constatée que pour le taux de porosité le plus faible, de 9% (Figure 3.10 (a)).

Pour des taux de porosité plus élevés ( $\phi = 22\%$  et  $37\%$ ), nous observons une diminution moins prononcée de la contrainte maximale et un début du phénomène de déchaussement des fibres de l'échantillon au cours de la rupture comme le montre la Figure 3.10(b). Pour les taux de porosité les plus élevés ( $\phi = 50\%$  et  $64\%$ ), ce phénomène de déchaussement associé à la faible diminution de contrainte s'accroît considérablement (Figure 3.10(c)), impactant ainsi les propriétés mécaniques du composite lin-PP (Tableau 3.3).

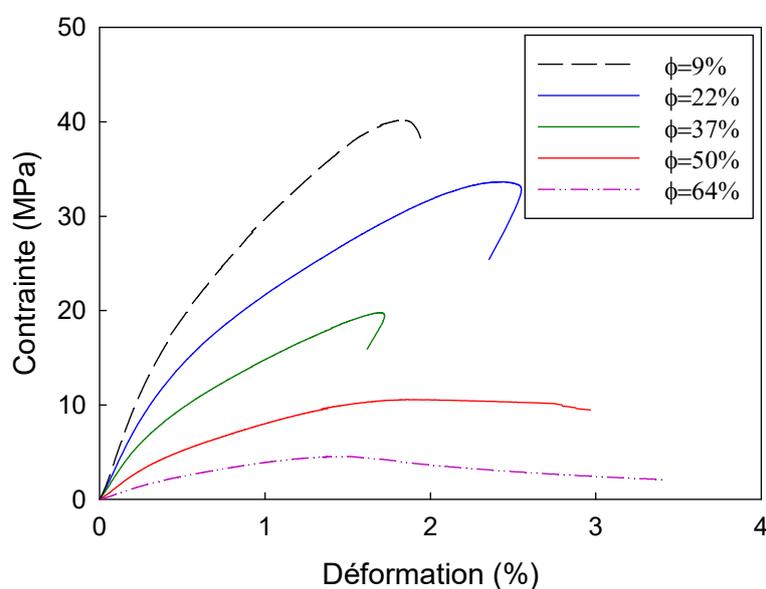


Figure 3.9 Courbes contrainte/déformation des composite lin-PP à différents taux de porosité.

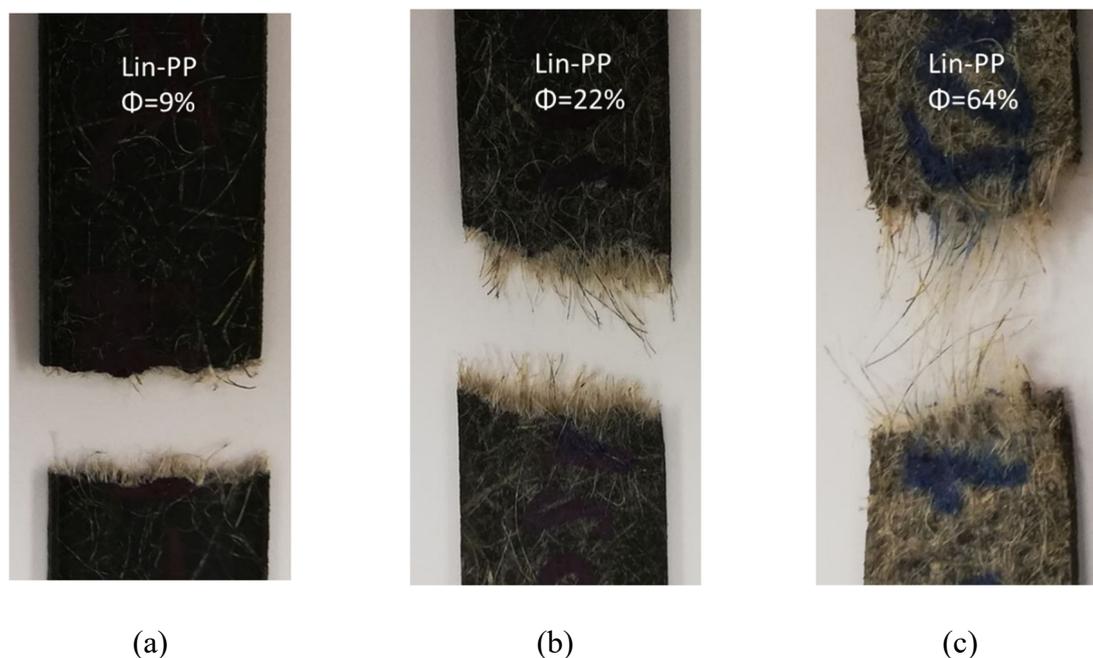


Figure 3.10 Eprouvettes rompues des éprouvettes lin-PP à (a) 9%, (b) 22% et (c) 64% de porosité.

Tableau 3.3 Propriétés mécaniques des composites non-tissés lin-PP à différents taux de porosité.

Lin-PP	$E_{MD}$ (GPa)	$\nu_{12}$	$\sigma_{max,MD}$ (MPa)
$\phi = 8,82 \pm 1,22$	$4,29 \pm 0,47$	$0,206 \pm 0,03$	$40,05 \pm 4,13$
$\phi = 22,31 \pm 2,01$	$3,80 \pm 0,32$	$0,255 \pm 0,04$	$33,48 \pm 2,92$
$\phi = 36,53 \pm 2,95$	$2,50 \pm 0,38$	$0,310 \pm 0,03$	$20,86 \pm 2,97$
$\phi = 50,27 \pm 1,81$	$1,49 \pm 0,49$	$0,290 \pm 0,05$	$10,21 \pm 2,33$
$\phi = 63,53 \pm 1,21$	$0,59 \pm 0,25$	$0,281 \pm 0,01$	$5,13 \pm 1,60$

En représentant ces résultats sous forme d'histogrammes (Figure 3.11), nous pouvons remarquer clairement la diminution significative du module de Young et de la contrainte maximale avec le taux de porosité.

Pour un taux de porosité de 9%, les porosités ne sont pas connectées et les fibres sont bien imprégnées dans le polypropylène avec une bonne adhérence fibre/matrice comme le montre l'observation microscopique dans la Figure 3.12(a).

Pour un taux de porosité de 22%, nous remarquons une diminution des propriétés mécaniques qui reste faible compte tenu du gain important en masse grâce au taux de vide de 22%. En

revanche, augmenter encore le taux de porosité jusqu'à 64% engendre une perte prononcée de la rigidité. En effet, à 64% de vide, un part non négligeable du renfort n'est pas imprégné par le PP ; les porosités sont connectées entre elles et la matrice ne peut pas imprégner tout le réseau fibreux mais elle enrobe les fibres (Figure 3.12). Ceci cause une mauvaise adhérence au niveau de l'interface fibre/matrice, ce qui diminue encore la rigidité. Cet effet palpable de la porosité sur la rigidité des non-tissés a été également rapporté par Merotte et al. [87] qui ont montré le changement significatif des propriétés mécaniques et acoustiques d'un non-tissé lin-PP en fonction du taux de porosité.

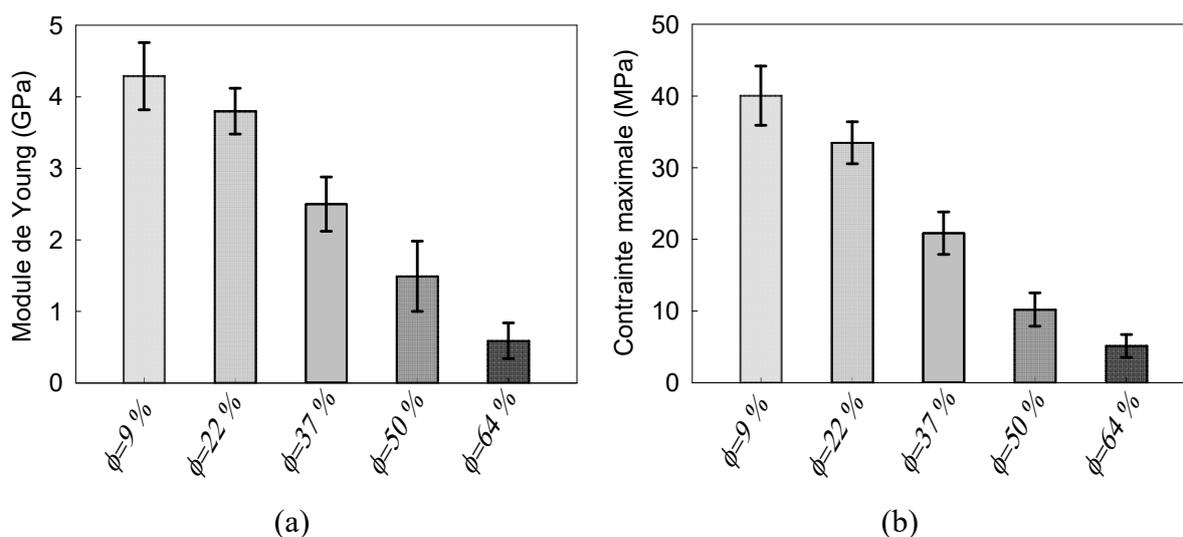


Figure 3.11 Evolution (a) du module de Young et (b) de la contrainte maximale du composite non-tissé lin-PP avec la porosité.

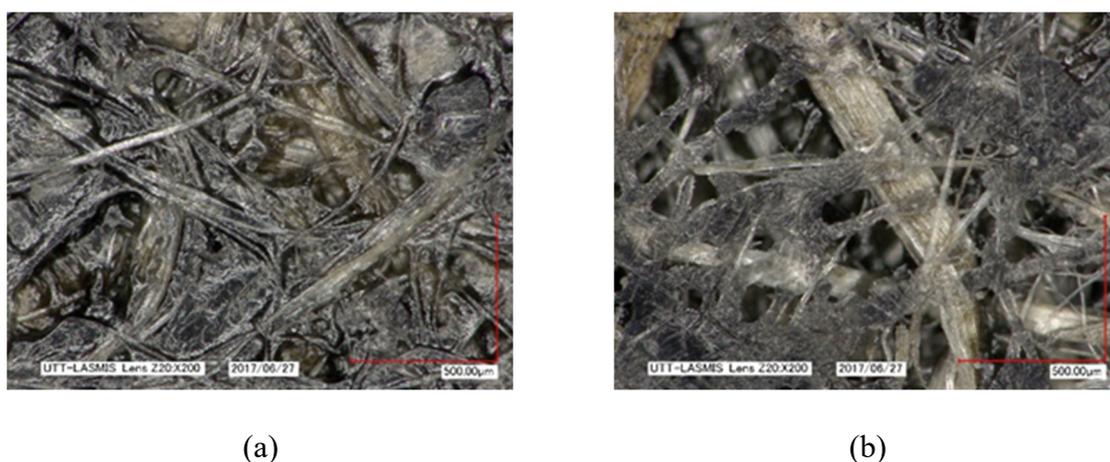


Figure 3.12 Observations microscopiques de la surface d'un composite non-tissé lin-PP à (a) 9% et (b) 64% de porosité.

Grâce aux différents taux de porosité testés, nous pouvons tracer deux courbes de tendance décrivant l'évolution du module de Young et de la contrainte maximale en fonction du taux de

porosité comme le montre la Figure 3.13. Ces deux courbes de tendance sont données par les équations suivantes :

$$E(\phi) = -5.430 \times 10^{-2} \phi^2 - 2.371 \times 10^{-4} \phi + 4.829, \quad R^2 = 0.991 \quad (3-2)$$

$$\sigma_{\max}(\phi) = -7.968 \times 10^{-1} \phi^2 + 1.644 \times 10^{-3} \phi + 47.34, \quad R^2 = 0.981 \quad (3-3)$$

Ces courbes de tendance permettent de prédire le taux de porosité à fixer au cours de la fabrication du composite non-tissé pour avoir une performance mécanique donnée. En d'autres termes, il est possible de conférer au composite non-tissé la légèreté et/ou la rigidité tout en contrôlant sa porosité au cours du processus de fabrication par le choix du nombre de plis de voiles non-tissés au cours de l'étape de thermocompression comme décrit au niveau du chapitre 2.

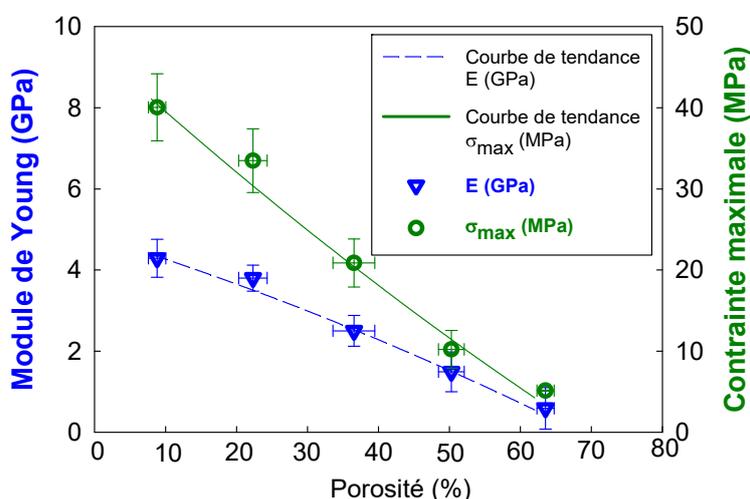


Figure 3.13 Courbes de tendance des propriétés mécaniques en fonction du taux de porosité du composite non-tissé lin-PP.

### 3.3. Analyse du comportement en vibrations des composites non-tissés

L'analyse des propriétés mécaniques des composites non-tissés est une étape primordiale afin de quantifier leur rigidité. Cependant, l'utilisation de ces matériaux dans les pièces intérieures des voitures nécessite une meilleure compréhension de leurs propriétés dissipatives. En effet, le phénomène d'amortissement est un facteur majeur qui doit être analysé et amélioré afin de réduire les vibrations dans les structures et éviter ainsi les fractures de fatigue.

Après une revue de la littérature, il apparaît que seules quelques études se sont intéressées aux propriétés d'amortissement des composites non-tissés à fibres de coton et de bambou. Cependant, les propriétés dynamiques des composites non-tissés à fibres végétales,

fréquemment utilisées dans l'industrie automobile (comme les fibres de lin, de chanvre et de kénaf), n'ont pas été encore étudiées. Dans ce contexte, nous proposons dans la présente section une analyse approfondie des propriétés d'amortissement des composites non-tissés de cette étude, à l'aide d'essais de vibrations selon le protocole expérimental décrit au niveau du chapitre 2. Les résultats obtenus sont analysés en se référant à la microstructure des fibres et de la matrice. En outre, l'effet du taux de porosité, de l'orientation et de la fraction massique des fibres sur les propriétés d'amortissement de ces matériaux est étudié.

Dans un premier temps, le matériau de base de l'étude statique, à savoir le lin-PP à 22% de porosité et 50% de fraction massique de fibres, est testé en vibrations libre-libre. La Figure 3.14 montre l'évolution de son facteur de perte en fonction de la fréquence, pour la direction machine et la direction transverse. Il convient de noter que les tests de vibration ont été effectués sur trois longueurs d'éprouvette (230, 250 et 270 mm) afin d'avoir un décalage au niveau des pics de fréquence. De plus, trois éprouvettes associées à chacune des longueurs ont été testées. Pour chaque éprouvette, on s'est intéressé à ses huit modes de flexion transversale. Les points illustrés sur la Figure 3.14 représentent, pour chaque mode, les moyennes des trois éprouvettes testées pour chaque longueur. Les résultats obtenus montrent que les fréquences propres pour chaque mode de flexion ainsi que les facteurs de perte sont similaires entre les deux directions MD et CD. Nous remarquons aussi que le facteur de perte du composite lin-PP étudié varie très légèrement avec la fréquence. Une évolution similaire a été déjà constatée dans le cas de composites lin-époxyde unidirectionnels et sergés [91,138,139]. Afin de conclure quant à l'aptitude du composite lin-PP à amortir les vibrations, ce dernier est comparé à d'autres composites non-tissés à renfort végétal et synthétique dans ce qui suit.

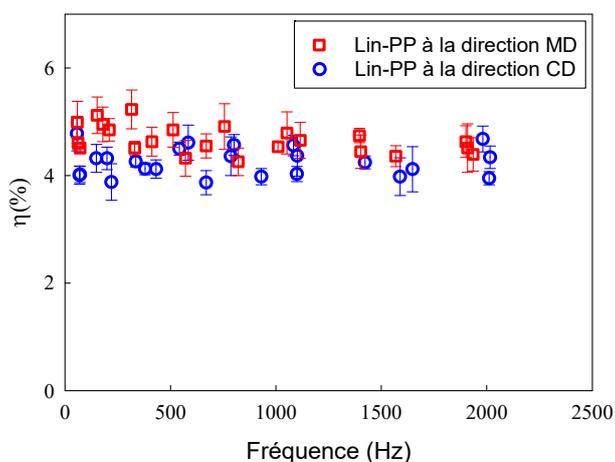


Figure 3.14 Evolution du facteur de perte du composite lin-PP non-tissé en fonction de la fréquence.

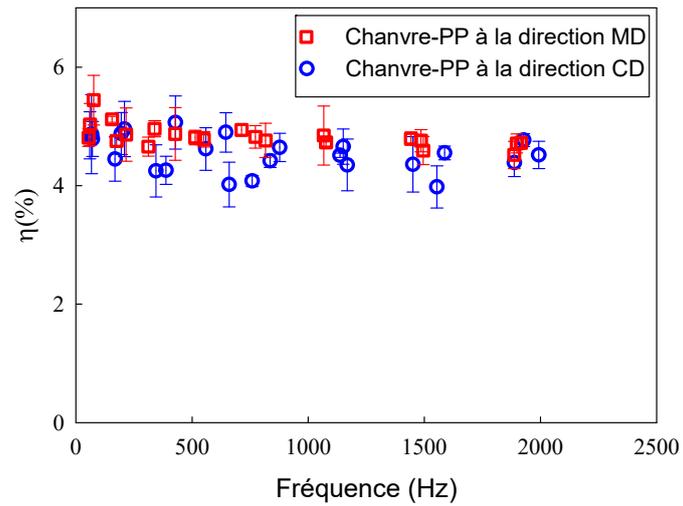
### 3.3.1. Influence du type de renfort

Dans cette section, les résultats des propriétés d'amortissement et des modules de flexion des composites non tissés verre-PP, kenaf-PP, chanvre-PP et lin-PP sont confrontés pour un taux de porosité fixe de 22% et une fraction massique de fibres de 50%.

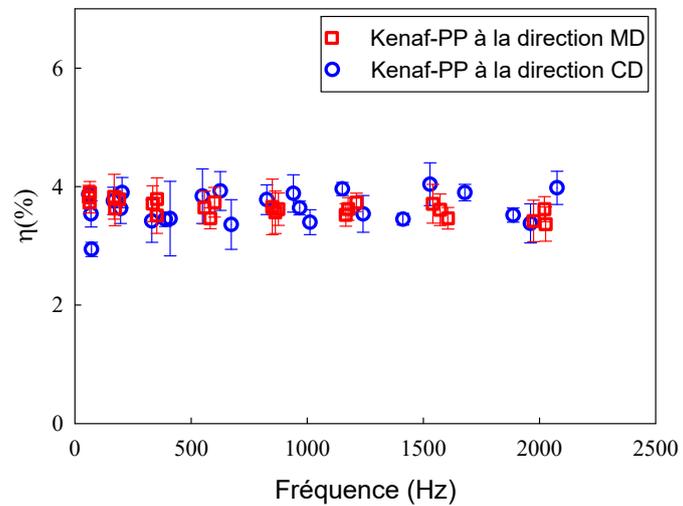
La Figure 3.15 montre l'évolution du facteur de perte en fonction de la fréquence pour les composites chanvre-PP, kenaf-PP et verre-PP suivant les directions MD et CD. Le facteur de perte de ces trois composites varie de la même façon que le composite lin-PP. En outre, nous constatons clairement que les propriétés d'amortissement, représentées ici par le facteur de perte, des composites non-tissés à base de fibres végétales sont plus élevées que celles du composite verre-PP. En effet, le facteur de perte des composites chanvre-PP et lin-PP atteint presque 5% alors qu'il ne dépasse pas 2% pour le composite verre-PP (Tableau 3.4).

Pour mieux illustrer la différence entre les propriétés dissipatives des composites non-tissés testés, la Figure 3.16 montre une comparaison des facteurs de perte pour une fréquence fixe de 500 Hz. Nous remarquons que l'amortissement des composites non-tissés de lin, de chanvre et de kenaf sont 2 à 2,5 fois plus élevés que le facteur de perte du composite verre-PP. Ces propriétés d'amortissement relativement élevées reflètent la capacité des matériaux non-tissés à renfort végétal à absorber les vibrations et justifient leur utilisation dans les pièces intérieures des voitures à la place des composites non-tissés renforcés par des fibres de verre.

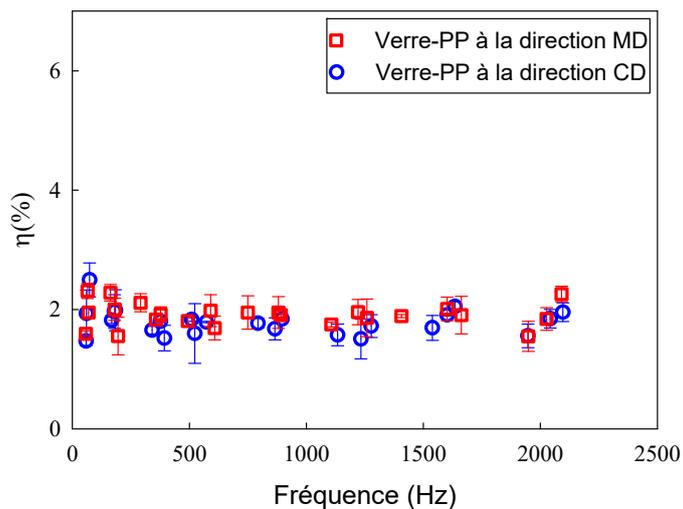
Les bonnes propriétés dissipatives des composites à fibres végétales peuvent être dues à plusieurs mécanismes dissipatifs, à l'échelle du composite et au niveau de la fibre élémentaire [88,89,91,139,141]. En effet, des frottements peuvent avoir lieu au niveau des microfissures présentes à l'interface entre la fibre et la matrice [89]. D'autre part, les propriétés dissipatives très intéressantes des composites lin-PP, chanvre-PP et kenaf-PP illustrées dans la Figure 3.16 s'expliquent essentiellement par les propriétés d'amortissement prometteuses des fibres naturelles dues à leurs structures particulières. Ce constat est rapporté dans plusieurs travaux de la littérature [88,89]. En effet, les fibres unitaires de lin ne sont pas toutes parfaitement séparées et peuvent être assemblées en faisceau, au cœur duquel la matrice peut avoir du mal à s'infiltrer durant le processus de mise en œuvre. Cela pourrait conduire à plusieurs mécanismes de friction entre les différentes fibres constituant le faisceau. Contrairement aux fibres de verre, la morphologie de la fibre de lin favorise également différents mécanismes de dissipation d'énergie par friction entre ses parois primaire et secondaire d'une part, et entre les microfibrilles de cellulose, hémicellulose et lignine de chaque paroi, d'autre part [142].



(a)



(b)



(c)

Figure 3.15 Evolution du facteur de perte avec la fréquence pour les composites non-tissés (a) chanvre-PP, (b) kenaf-PP et (c) verre-PP.

Tableau 3.4 Facteurs de perte des composites non-tissés de l'étude à 20% de porosité et 50% de fraction massique de fibre.

Composite	$\eta_{MD}$ (%)	$\eta_{CD}$ (%)
Verre-PP	1,80±0,09	1,83±0,08
Kenaf-PP	3,64±0,27	3,84±0,20
Lin-PP	4,81±0,32	4,52±0,10
Chanvre-PP	4,85±0,12	4,62±0,13

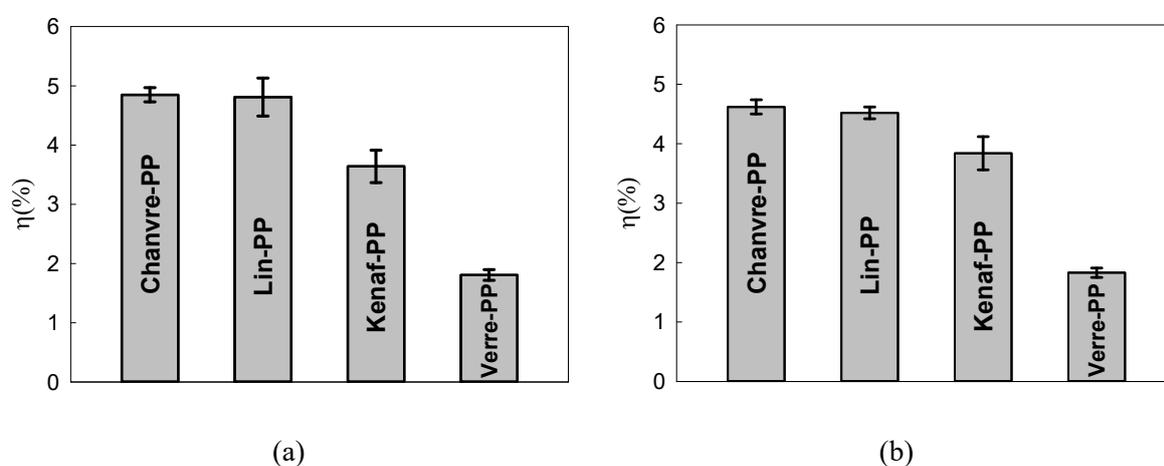


Figure 3.16 Comparaison des facteurs de perte des composites non-tissés à différents types de fibre de renfort suivant (a) la direction machine et (b) la direction transverse.

La différence dans la structure des fibres végétale et synthétique est confirmée via des observations réalisées avec un microscope à balayage électronique (MEB) sur des échantillons de composites verre-PP et chanvre-PP comme le montre la Figure 3.17. Ces observations mettent en exergue une différence structurelle entre les fibres synthétique et végétale. En effet, la présence de groupement de fibres élémentaires dans l'architecture des fibres de chanvre induit une friction interne élevée, ce qui entraîne une dissipation d'énergie beaucoup plus importante au sein du composite.

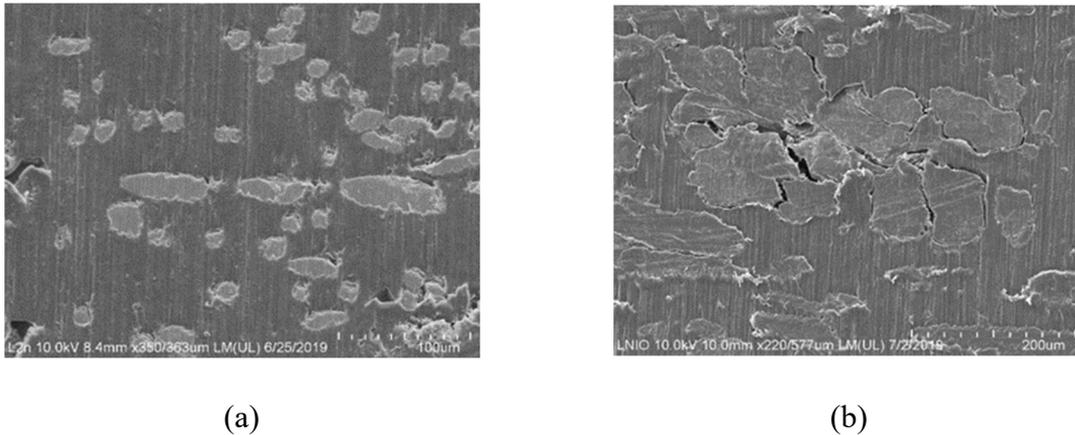


Figure 3.17 Observations MEB de la section de l'épaisseur des composites non-tissés (a) verre-PP et (b) lin-PP.

Afin de sélectionner le composite non-tissé qui présente le meilleur compromis entre la rigidité à la flexion et l'amortissement, la Figure 3.18 montre une comparaison entre cinq propriétés pour les quatre composites non tissés testés dans le sens machine : module de flexion, fraction volumique des fibres, masse volumique du composite, facteur de perte et taux de porosité. Les axes sont représentés avec les valeurs les plus avantageuses vers l'extérieur du diagramme, ce qui signifie que, parmi les cinq caractéristiques, plus la surface construite est grande, mieux les matériaux composites sont considérés. Il convient de noter que les modules de flexion des composites non tissés ont été déterminés en se basant sur les valeurs de leurs fréquences propres, par l'expression suivante dans le cas d'une configuration libre-libre [143] :

$$w_i = \frac{\lambda_i^2}{L^2} \sqrt{\frac{E_f h^3}{12\rho_s}}, \quad \lambda_i = (2i+1) \cdot \left(\frac{\pi}{2}\right) \quad i = 1, \dots, 7 \quad (3-4)$$

Avec :  $w_i$  : fréquence propre de flexion du mode  $i$

$E_f$  : module de flexion du composite

$L$  et  $h$  : longueur et épaisseur de l'éprouvette, respectivement

$\rho_s$  : masse surfacique de l'éprouvette

$\lambda_i$  : coefficient spécifique à la configuration libre-libre pour un mode  $i$

Le graphique sous forme d'araignée de la Figure 3.18 montre que le changement du type de fibre affecte directement les caractéristiques sélectionnées. En fait, pour une même fraction

massique des fibres, la fraction volumique des fibres du composite verre-PP est nettement inférieure à celle des composites lin-PP, kenaf-PP et chanvre-PP, ce qui est principalement dû à la densité élevée des fibres synthétiques par rapport aux fibres naturelles (Tableau 2.1). En outre, l'utilisation des fibres de verre améliore le module de flexion du composite en raison de la rigidité relativement élevée de la fibre de verre comparée aux trois autres fibres végétales.

Cependant, la diminution du facteur de perte du composite verre-PP est prononcée en raison du manque de dissipation d'énergie par les fibres synthétiques. En effet, les facteurs de perte des non-tissés renforcés de fibres de lin, de chanvre et de kenaf sont nettement plus élevés que ceux du composite verre-PP. Pour le composite kenaf-PP, sa surface dans la figure en araignée augmente par rapport au verre-PP. Par contre, l'utilisation de fibres de kenaf comme renfort diminue clairement le facteur de perte et n'entraîne pas d'amélioration significative du module de flexion par rapport aux composites non-tissés renforcés de chanvre ou de lin. Les composites chanvre-PP et lin-PP ont des surfaces qui augmentent plus significativement que le non-tissé kenaf-PP et se déplacent vers la partie la plus basse de la courbe. Cela signifie que ces composites assurent les meilleures propriétés d'amortissement avec une faible masse volumique. Leurs modules de flexion restent inférieurs à ceux du composite verre-PP mais ils peuvent être comparables si l'on considère la différence de densité entre le verre et les fibres de lin ou de chanvre.

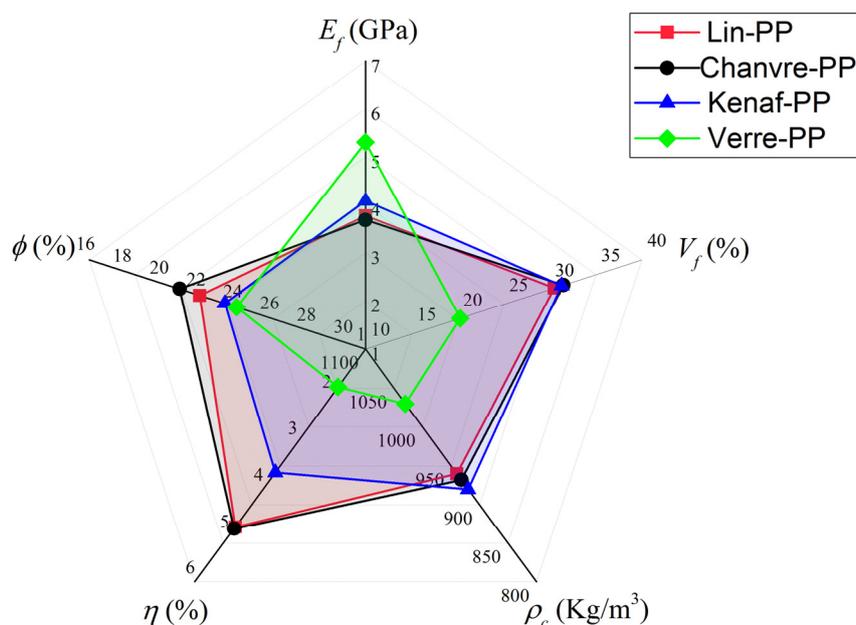


Figure 3.18 Comparaison entre cinq propriétés des matériaux composites non-tissés étudiés suivant la direction machine.

Par conséquent, pour les applications nécessitant une absorption élevée des vibrations et des propriétés de rigidité combinées à un faible poids, les composites non-tissés chanvre-PP et lin-PP peuvent être recommandés.

En tenant compte de l'utilisation importante des fibres de lin comme renfort dans les composites à fibres naturelles [20,140], de leurs propriétés d'amortissement intéressantes et de la rigidité spécifique du composite non-tissé lin-PP, les études présentées dans les sections suivantes ont été ainsi conduites uniquement sur le composite lin-PP.

### 3.3.2. Effet de l'orientation des fibres

Afin d'étudier l'influence de l'orientation des voiles non-tissés sur les propriétés dissipatives du composite non-tissé lin-PP, cinq orientations allant de  $0^\circ$  (équivalente à la direction MD) à  $90^\circ$  (équivalente à la direction CD), ont été testées en vibrations libre-libre. Pour simplifier la présentation des résultats, on a choisi de présenter seulement les résultats des propriétés dynamiques du troisième et du cinquième mode de flexion.

Il convient de noter aussi que l'évolution des autres modes de flexion était équivalente à celle du 3<sup>ème</sup> et 5<sup>ème</sup> modes. La Figure 3.19 illustre la variation du facteur de perte et de la fréquence propre avec l'orientation du voile non-tissé, pour le troisième et le cinquième modes de flexion. Cette figure montre que le facteur de perte et la fréquence propre de flexion du lin-PP varient très légèrement de la direction machine ( $0^\circ$ ) à la direction transverse ( $90^\circ$ ). Cette légère variation peut s'expliquer par l'apparition d'une orientation préférentielle des non-tissés lors du processus de cardage et du nappage du voile comme décrit au niveau de la section 3.2.2.1. Vu l'influence faible de l'orientation des voiles non-tissés sur les propriétés dynamiques, ces dernières sont analysées seulement suivant la direction machine pour le reste de l'étude.

### 3.3.3. Influence de la fraction massique

Dans cette section, l'influence de la fraction massique des fibres de lin sur les facteurs de perte et les fréquences propres du composite non-tissé lin-PP est analysée. À cette fin, trois fractions massiques de fibres de lin sont examinées : 30, 50 et 70%. Cette étude est menée dans le cas d'un taux de porosité fixe d'environ 22%. L'évolution des cinq premières fréquences propres et de leurs facteurs de perte associés à chaque fraction massique de fibres est illustrée dans la Figure 3.20.

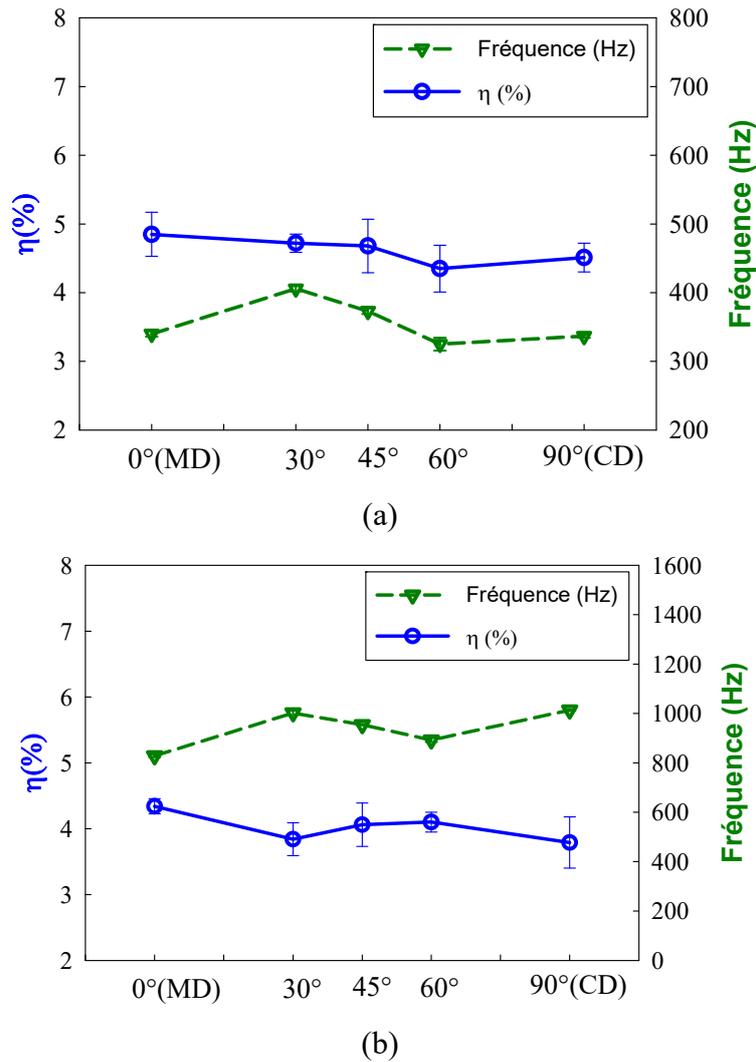
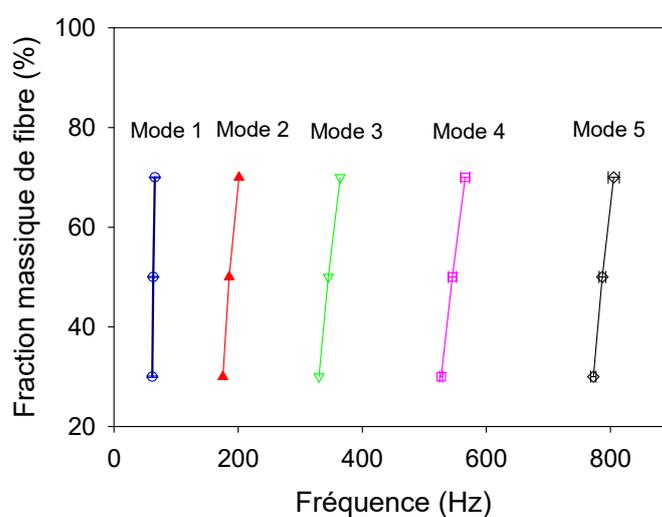


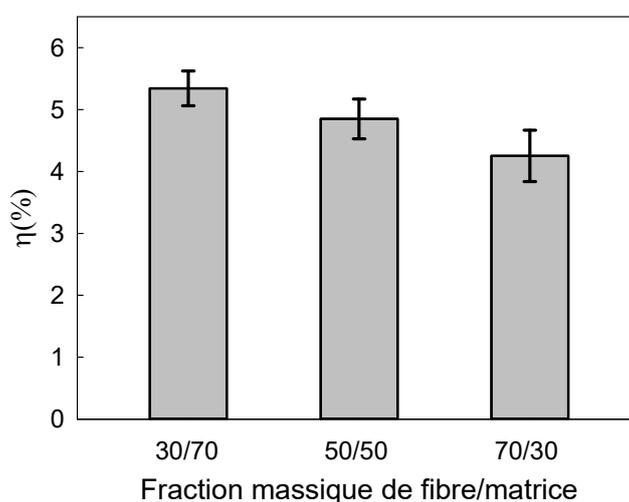
Figure 3.19 Variation du facteur de perte et de la fréquence propre avec l'orientation pour (a) le troisième et (b) le cinquième mode de flexion.

Les résultats de la Figure 3.20 montrent que les cinq premières fréquences de flexion augmentent légèrement avec la fraction massique des fibres. La légère augmentation de la fréquence du composite lin-PP 70/30 peut être liée à la rigidité et à la densité plus élevées des fibres de lin comparées au composite lin-PP avec une fraction massique de 30%. Les résultats de la Figure 3.20 montrent aussi clairement que l'amortissement du composite lin-PP diminue avec la fraction massique des fibres de lin. Par exemple, cette diminution est d'environ 17,9 % à 24,28 % lorsque la fraction massique des fibres de lin passe de 30 à 70 % (Tableau 3.5). En effet, l'amortissement de la matrice PP est supérieur à celui de la fibre de lin [88,141], ce qui permet une dissipation d'énergie et une absorption des vibrations supplémentaires, en particulier pour le composite lin-PP avec une fraction massique de 30% de fibres.

Cependant, l'utilisation des fibres de lin avec une fraction massique élevée (70%) entraîne une diminution significative du facteur de perte. Cela pourrait s'expliquer par la diminution de la contribution de la matrice dans le processus de dissipation d'énergie du composite lin-PP. En conséquence, la diminution du facteur de perte lors de l'augmentation de la fraction massique des fibres de lin indique, d'une part, que les propriétés d'amortissement de la matrice sont supérieures à celles des fibres de lin. D'autre part, elle montre que les phénomènes d'amortissement induits par la matrice polypropylène sont prédominants par rapport à d'autres mécanismes d'amortissement tels que ceux liés à la friction entre les fibres de lin, à l'interaction fibre/matrice et à l'architecture des fibres de lin, comme indiqué dans la section 3.3.1.



(a)



(b)

Figure 3.20 Evolution (a) des cinq premières fréquences propres et (b) du facteur de perte des échantillons lin-PP en fonction de la fraction massique des fibres de lin.

Tableau 3.5 Facteurs de perte du composite non-tissé lin-PP à différentes fractions massiques des fibres de lin.

$P_f/P_m$	$V_f$	$\eta(\%)$
30/70	19,65±3,21	5,34±0,28
50/50	29,75±2,64	4,81±0,32
70/30	37,65±1,86	4,25±0,41

### 3.3.4. Impact du taux de porosité

Compte tenu de la forte présence de la porosité dans les composites non tissés destinés aux pièces intérieures des voitures, il semble crucial d'analyser sa contribution dans la performance d'amortissement de ces composites. À cette fin, des composites lin-PP avec cinq taux de porosité (9, 22, 37, 50 et 64 %) et une fraction massique constante des fibres de lin, de l'ordre de 50%, ont été testés. Les résultats obtenus sont illustrés dans la Figure 3.21. Ces résultats montrent que le même comportement du facteur de perte en fonction de la fréquence est observé pour les cinq taux de porosité. Une comparaison entre les facteurs de perte de ces cinq composites pour une fréquence fixe de 500 Hz par exemple (Figure 3.22), indique que le facteur de perte du composite lin-PP augmente sensiblement avec le taux de porosité, puisqu'il atteint environ 8 % pour une porosité de 64 %. En effet, une augmentation de 611 % du taux de porosité (de 9 à 64 %) permet d'améliorer le facteur de perte de 108,7 % (Tableau 3.6).

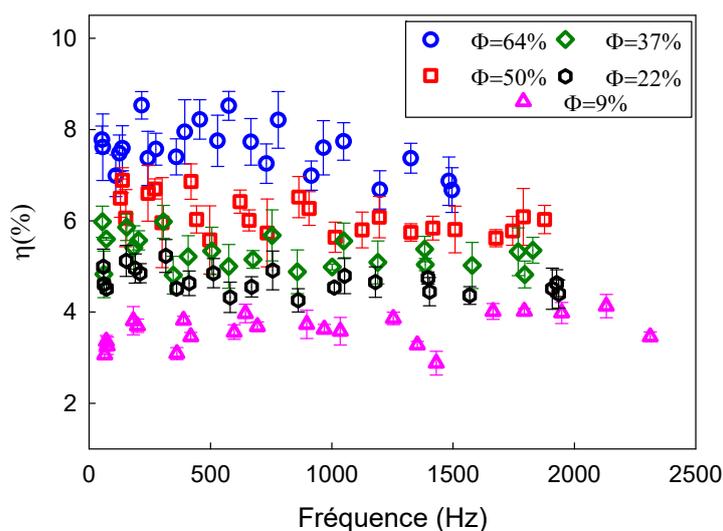


Figure 3.21 Evolution du facteur de perte avec la fréquence pour le composite non-tissé lin-PP à différents taux de porosité.

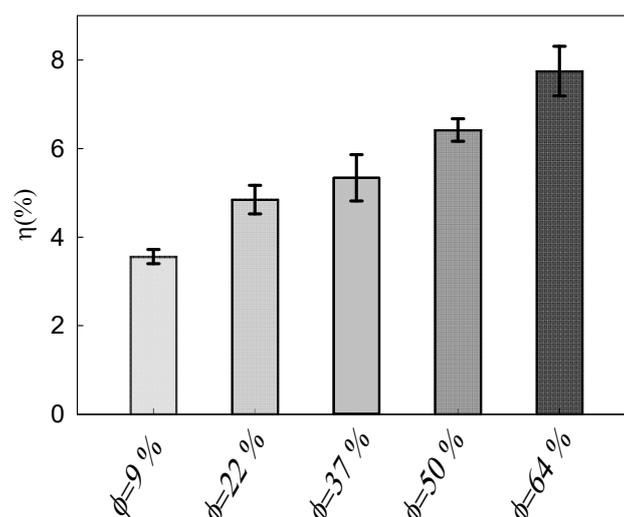


Figure 3.22 Evolution du facteur de perte du composite lin-PP avec la porosité du lin-PP à une fréquence de 500 Hz.

Tableau 3.6 Facteurs de perte du composite non-tissé lin-PP à différents taux de porosité pour une fréquence de 500 Hz..

Lin-PP	$\eta$ (%)
$\phi = 8,82 \pm 1,22$	$3,56 \pm 0,16$
$\phi = 22,31 \pm 2,01$	$4,81 \pm 0,32$
$\phi = 36,53 \pm 2,95$	$5,34 \pm 0,52$
$\phi = 50,27 \pm 1,81$	$6,42 \pm 0,25$
$\phi = 63,53 \pm 1,21$	$7,75 \pm 0,56$

Ce grand pouvoir amortissant du composite lin-PP est essentiellement lié aux propriétés d'amortissement élevées des fibres de lin et de la matrice polypropylène, comme indiqué au niveau des sections 3.2.2.1 et 3.3.3, en plus de la morphologie de ce matériau à fort taux de porosité. En effet, des observation MEB réalisées par Gager et al. [144] sur des composites lin-PP similaires de l'entreprise Ecotechnilin peut expliquer l'aspect d'échantillons à forte porosité. Ces observations, illustrées au niveau de la Figure 3.23, ont été réalisées sur la surface d'échantillons lin-PP ayant des porosités de 7, 32 et 48%. Elles confirment la présence de vides qui sont liés entre eux et situés à l'interface fibre/matrice. Ces vides augmentent avec le taux de porosité et deviennent de plus en plus connectés, causant ainsi une mauvaise adhérence

fibre/matrice, et donc une dissipation d'énergie beaucoup plus prononcée. Cela explique en partie les propriétés d'amortissement relativement élevées obtenues pour le composite lin-PP non tissé à très forte porosité.

En effet, pour un taux de porosité de 7% (Figure 3.23(a)), les porosités sont très petites et non reliées entre elles, ce qui contribue à une bonne adhérence fibre/matrice. À environ 32 % de porosité, les pores sont plus grands et commencent à se connecter les uns aux autres, ce qui entraîne une diminution de la qualité de l'interface de la fibre/matrice (Figure 3.23(b)). À un taux de porosité plus élevé de 48% (Figure 3.23(c)), les vides sont plus connectés entre eux, conduisant à une mauvaise imprégnation de certaines fibres dans la matrice [87]. Cette discontinuité significative de l'interface fibre/matrice induit une mauvaise adhérence entre le renfort et la matrice, entraînant une plus grande dissipation de l'énergie dans les composites non-tissés à forte porosité.

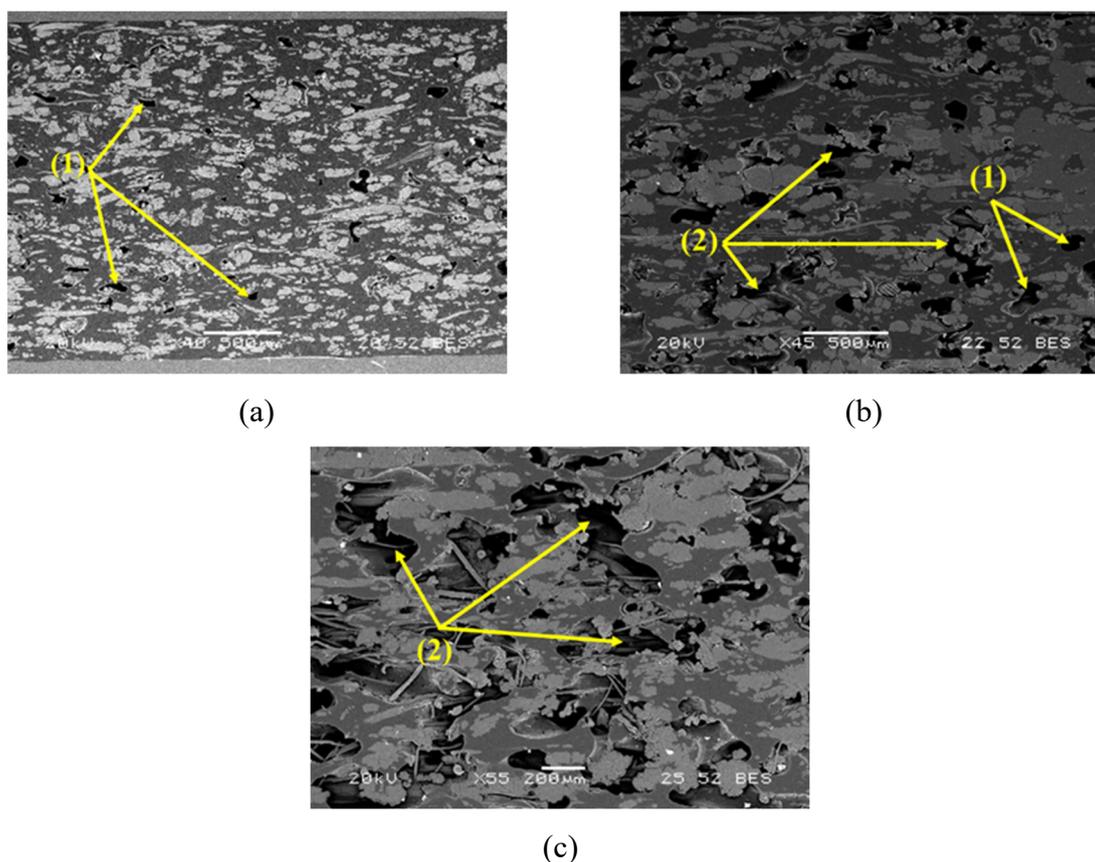


Figure 3.23 Observations MEB de la surface des composites non-tissés lin-PP avec des taux de porosité de (a) 7%, (b) 32% et (c) 48%. (adaptée de [144]).

A titre d'exemple, les facteurs de perte obtenus pour les cinq taux de porosité sont indiqués dans la Figure 3.24 à une fréquence de 500 Hz. Cette évolution peut être ajustée avec l'équation

polynomiale de second ordre suivante :

$$\eta(\%) = 2.7 \times 10^{-4} \phi^2 + 5.22 \times 10^{-2} \phi + 3.22, \quad R^2 = 0.989 \quad (3-5)$$

L'équation (3-5) peut aussi être considérée pour prédire le facteur de perte d'un composite lin-PP à un taux de porosité donné.

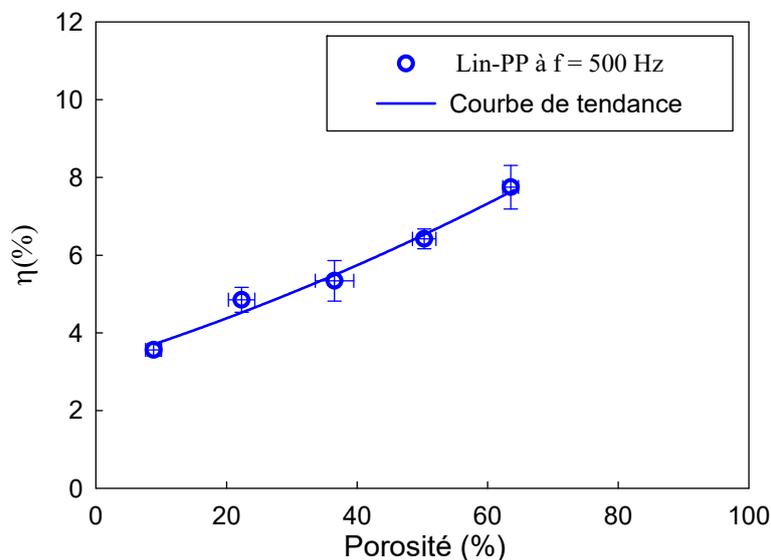


Figure 3.24 Courbe de tendance de l'évolution du facteur de perte du composite lin-PP en fonction du taux de porosité.

### 3.4. Conclusion

Dans la première partie de ce chapitre 3, les propriétés mécaniques de composites non-tissés à renfort synthétique, en fibres de verre, et à renforts végétaux en fibres de lin, de chanvre et de kenaf ont été évaluées. Les résultats montrent que le composite non-tissé lin-PP présente une bonne rigidité, combinée à un faible poids. Un comportement quasi-isotrope a été observé pour les différents composites non-tissés et la légère anisotropie remarquée s'explique par l'influence des étapes de cardage et de nappage lors de la mise en œuvre des renforts non-tissés. Une étude paramétrique faite à différentes fractions massiques de fibres et différents taux de porosité révèle l'impact majeur de ces deux paramètres sur la rigidité des composites non-tissés. Une fraction massique allant jusqu'à 50% offre une rigidité importante au composite grâce à la rigidité des fibres de renfort comparée à celle de la matrice de PP. En revanche, au-delà de cette fraction, un effet inverse se produit est une diminution des propriétés mécaniques est remarquée. La porosité du composite non-tissé peut-être contrôlée afin de lui conférer une légèreté. Toutefois, un taux très élevé de porosité peut causer une perte sensible de la rigidité.

Les propriétés d'amortissement de quatre composites non tissés (lin-PP, chanvre-PP, kenaf-PP et verre-PP) ont été analysées à l'aide d'essais de vibrations en flexion libre-libre. Les résultats obtenus montrent que les composites non tissés à base de fibres de chanvre, de kenaf et de lin présentent des propriétés d'amortissement plus intéressantes que le composite verre-PP. En outre, certains paramètres comme la fraction massique, l'orientation des fibres et la teneur en porosité se sont avérés avoir un impact direct sur la capacité du composite non-tissé lin-PP à absorber les vibrations. En effet, une augmentation de la fraction massique du polypropylène au sein du composite améliore sa dissipation d'énergie et augmente ses propriétés d'amortissement. En outre, une augmentation de la porosité améliore clairement les propriétés d'amortissement du composite non-tissé lin-PP. Enfin, une prédiction du facteur de perte de ce dernier, en fonction de la porosité, a été proposée en se basant sur les résultats expérimentaux. Cela peut s'avérer utile pour choisir les paramètres adéquats, lors de la mise en œuvre du composite non-tissé lin-PP, et prétendre ainsi à une performance requise pour une pièce intérieure d'automobile en matière d'amortissement.



**Chapitre IV**  
**Modélisation numérique du comportement statique et**  
**vibratoire des composites non-tissés**



## **4. Modélisation numérique du comportement statique et vibratoire des composites non-tissés**

### ***4.1.Introduction***

La modélisation numérique des matériaux et des structures constitue un outil de dimensionnement prometteur qui permet de prédire leur comportement effectif et donc de servir comme étant un outil d'aide à la décision lors du choix d'un matériau pour une application donnée. En relation avec les composites non-tissés, plusieurs chercheurs [112,121,129,131] ont développé des modèles éléments finis pour prédire le comportement mécanique des voiles non-tissés, en tenant compte de la distribution du réseau fibreux au sein de ces derniers. Toutefois, un composite non-tissé, obtenu par la thermocompression des voiles, présente d'autres caractéristiques majeures, telles que la présence des porosités et la disposition particulière des fibres de renfort. Ces caractéristiques doivent être prises en compte afin de fournir un modèle numérique complet qui décrit le composite non-tissé et qui peut servir à estimer ses différentes propriétés.

Le présent chapitre vise à développer un modèle numérique, basé sur la méthode des éléments finis, dont l'objectif est de modéliser, non seulement les fibres du voile non-tissé, mais aussi tout l'ensemble du composite non-tissé y compris les porosités. Nous proposons, en premier lieu, un modèle numérique bidimensionnel (2D) ayant comme objectif l'estimation des propriétés élastiques des composites non-tissés de l'étude et la prédiction du module de Young des fibres de renfort. En deuxième lieu, un modèle 2,5D est développé afin de prédire les fréquences propres trouvées expérimentalement. En outre, il permet de prédire le facteur de perte de la fibre de lin, ce qui constitue une première tentative dans l'estimation de l'amortissement de cette fibre végétale.

### ***4.2.Démarche de la modélisation numérique plane***

Afin d'estimer les propriétés élastiques effectives des composites non-tissés, un modèle numérique 2D, d'un élément représentatif (ER) de taille 25x25 mm<sup>2</sup> qui tient compte des propriétés de la matrice, des porosités et des fibres non-tissées, est établi. Cet élément constitue une partie de l'éprouvette testée expérimentalement de dimensions 250x25x1,9 mm<sup>3</sup>. Le choix de 25 mm comme largeur de l'ER est justifié par la présence de fibres non-tissées avec des longueurs assez importantes comme montré dans la suite de ce chapitre.

Comme indiqué précédemment, un composite non-tissé est principalement caractérisé par la distribution de son renfort et la présence de porosités. Pour cette raison, un algorithme a été développé avec le langage Python pour modéliser la distribution des fibres et des porosités dans la matrice tout en tenant compte de leurs caractéristiques.

#### 4.2.1. Génération de l'espace des fibres

Le réseau fibreux généré est basé sur une investigation de la forme et de la distribution des fibres afin de s'approcher le plus possible de sa configuration réelle. De ce fait, trois paramètres principaux qui sont la longueur, la forme et l'orientation des fibres sont pris en compte.

##### 4.2.1.1. Longueur et forme des fibres de renfort

En examinant les observations microscopiques des échantillons composites non-tissés étudiés (Figure 4.1), la forme des fibres non-tissées peut être approchée par une sinusoïde, comme le montre la Figure 4.2, donnée par l'expression suivante :

$$\begin{cases} t \in [0, \lambda] \\ x(t) = x_0 + t \cos(\alpha) - A \times \sin(\alpha) \times \sin\left(\frac{2\pi}{\lambda} \times t\right) \\ y(t) = y_0 + t \sin(\alpha) + A \times \cos(\alpha) \times \sin\left(\frac{2\pi}{\lambda} \times t\right) \end{cases} \quad (4.1)$$

Avec :  $A$  est l'amplitude,  $\lambda$  est la période spatiale de la courbe qui peut être approchée par la longueur moyenne de la fibre et  $\alpha$  est l'angle d'orientation dans le plan de chaque fibre.

La période spatiale  $\lambda$  varie aléatoirement, selon une loi uniforme continue, entre 15 et 25 mm. Ce choix est adopté suite à la mesure de la longueur de 40 fibres de lin extraites du voile non-tissé.

L'amplitude  $A$  définit la courbure de la fibre. En examinant la forme des fibres au sein des éprouvettes, nous avons remarqué qu'elles présentent une courbure faible. De ce fait, on a choisi une amplitude qui dépend de la période spatiale  $\lambda$  et qui donne des fibres avec des formes proches de la réalité. Après plusieurs essais, on a trouvé qu'une variation aléatoire de  $A$  dans l'intervalle  $[\lambda/20, \lambda/10]$  donne la meilleure configuration qui se rapproche le plus de la forme réelle des fibres non-tissées au sein des échantillons composites.



Figure 4.1 Distribution réelle des fibres de lin au sein du voile non-tissé lin-PP.

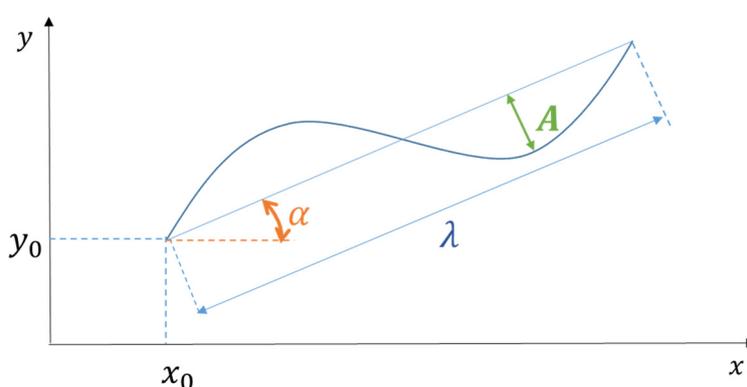


Figure 4.2 Paramètres géométriques d'une fibre modèle.

L'orientation des fibres non-tissées  $\alpha$  (Figure 4.2) a été déterminée à l'aide d'une méthode d'analyse par granulométrie réalisée par Gager et al. [145] sur des matériaux similaires. La Figure 4.3 montre la distribution de l'orientation des fibres de lin qui peut être approchée par la loi gaussienne de second ordre suivante :

$$f(\alpha) = a_1 e^{-\frac{(\alpha-b_1)^2}{c_1}} + a_2 e^{-\frac{(\alpha-b_2)^2}{c_2}} \quad (4.2)$$

Où  $f$  est la fréquence relative d'orientation et  $\alpha$  est l'angle d'orientation des fibres du voile non-tissé. Après identification avec le logiciel Matlab (Figure 4.3), nous avons trouvé les paramètres de la loi gaussienne résumés dans le Tableau 4.1.

Tableau 4.1 Paramètres de la loi gaussienne définissant la distribution de l'orientation des fibres de lin.

$a_1 = -8.997 \times 10^{-5}$	$b_1 = 102.20$	$c_1 = 34.01$
$a_2 = 0.007$	$b_2 = 86.96$	$c_2 = 81.62$

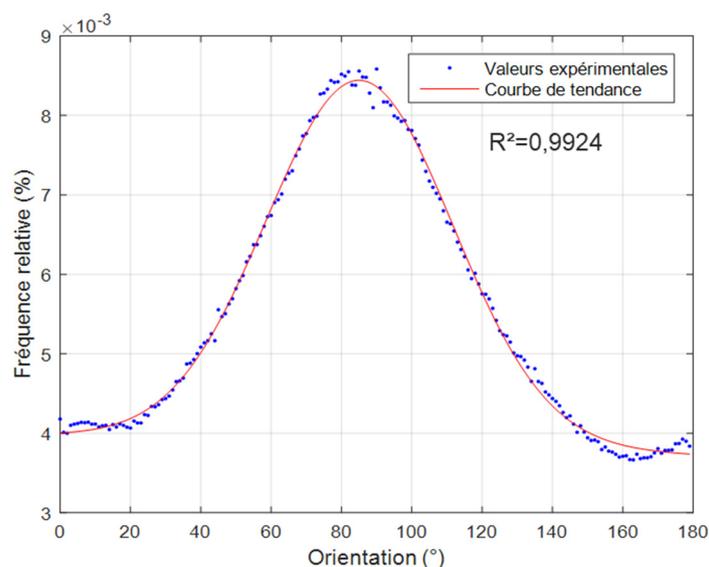


Figure 4.3 Distribution de l'orientation des fibres de lin du voile non-tissé déterminée par Gager et al. [145].

#### 4.2.1.2. Contrôle des coordonnées des fibres avec les frontières de l'ER

Tout d'abord, il convient de noter que la boucle de génération des fibres non-tissées au sein de l'ER est contrôlée par leur fraction volumique imposée  $V_f^{imp}$ . De plus, ces fibres sont générées à l'intérieur de l'ER sans dépasser ses frontières.

La génération des fibres se fait sur un domaine plus grand que l'ER (Figure 4.4 (b)). En effet, en faisant une génération uniquement dans l'ER (Figure 4.4 (a)), nous avons remarqué que les bords présentent une densité de fibres très faible comparée au reste de l'ER.

A l'aide de plusieurs boucles de contrôle, nous ne gardons que l'ER voulu de taille 25x25 mm<sup>2</sup>. Ces boucles de contrôle ont été ajoutées pour vérifier l'appartenance des points de chaque fibre générée à l'ER. Si la totalité de la fibre appartient à ce dernier, elle est sauvegardée et intégrée dans le calcul de la fraction volumique. Si ce n'est pas le cas, la partie de la fibre qui dépasse les frontières de l'ER est éliminée. Dans ce cas, la vérification de l'appartenance d'une fibre à l'ER passe par deux tests, dans l'objectif d'accélérer la procédure de cette vérification :

##### 1<sup>er</sup> test : Test sur les points de contrôle de la fibre

On définit pour chaque fibre six points de contrôle A, B, C, D, E et F comme le montre la Figure 4.5. Si les coordonnées de ces points de contrôle se situent à l'intérieur de l'ER, on enregistre la fibre et on l'intègre dans le calcul de la fraction volumique. Si l'un de ces points de contrôle n'appartient pas à l'ER, on passe à un contrôle de tous les points de la fibre pour identifier les parties qui n'appartiennent pas à l'ER (deuxième test).

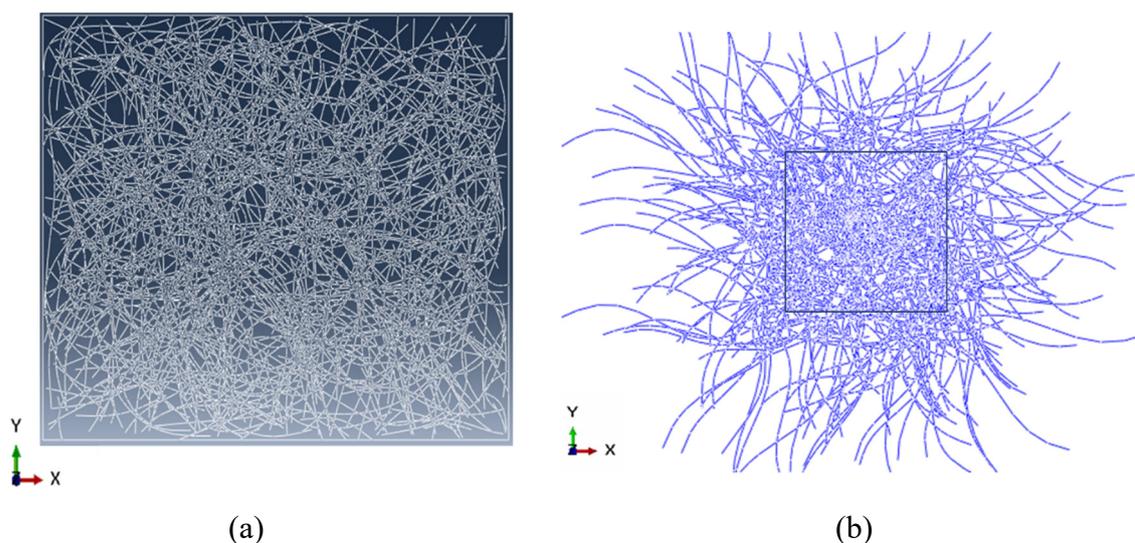


Figure 4.4 (a) Génération de fibres uniquement dans l'ER et (b) génération dans un domaine plus grand.

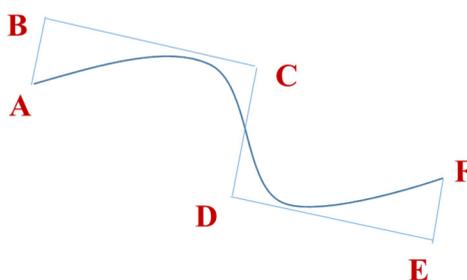


Figure 4.5 Définition des six points de contrôle d'une fibre.

## 2<sup>ème</sup> test : Test sur tous les points définissant la sinusoïde

Ce test est effectué si l'un des points de contrôle est à l'extérieur de l'ER. Il consiste à diviser la fibre en plusieurs segments de longueur fixe de 0,1 mm et de faire une vérification de l'appartenance de chaque segment, située entre deux points consécutifs  $P_i$  et  $P_{i+1}$ , à l'ER :

- $P_i \in \text{ER}$  et  $P_{i+1} \in \text{ER}$  : enregistrement de cette partie de la fibre ;
- $P_i \notin \text{ER}$  et  $P_{i+1} \notin \text{ER}$  : élimination de cette partie de la fibre
- $P_i \in \text{ER}$  et  $P_{i+1} \notin \text{ER}$  : utilisation de huit boucles « if » sur les coordonnées  $(x_{i+1}, y_{i+1})$  du point  $P_{i+1}$  par rapport aux quatre frontières de l'ER ;
- $P_i \notin \text{ER}$  et  $P_{i+1} \in \text{ER}$  : utilisation de huit boucles « if » sur les coordonnées  $(x_i, y_i)$  du point  $P_i$  par rapport aux quatre frontières de l'ER .

Dans les deux derniers cas, nous calculons, par interpolation linéaire, les coordonnées  $(x_f, y_f)$  du point  $P_f$  qui résulte de l'intersection du segment  $[P_i P_{i+1}]$  avec la frontière de l'ER.

Le calcul de la fraction volumique d'une fibre ou d'un segment sauvegardé à l'intérieur de l'ER se fait de la manière suivante :

$$V_f = \frac{\pi r^2 l}{L \times h \times e} \times 100 \quad (4.3)$$

Avec :  $L$ ,  $h$  et  $e$  sont respectivement la largeur, la hauteur et l'épaisseur de l'ER,  $l$  : est la longueur du segment de fibre retenu et  $r$  est le rayon de la fibre. Ce dernier varie aléatoirement selon une loi uniforme continue entre 0,12 et 0,18 mm. en se basant sur des observations MEB réalisées sur la section de l'épaisseur des composites non-tissés lin-PP (Figure 4.6).

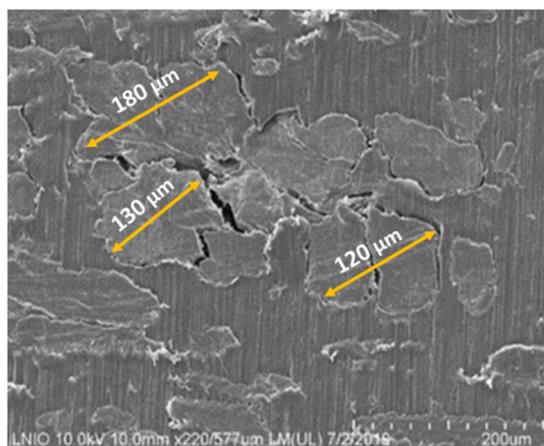


Figure 4.6 Estimation du rayon des faisceaux de fibres de lin à partir d'une observation MEB.

La Figure 4.7 montre une génération de fibres non-tissées avec une fraction volumique de 29,75% en utilisant l'algorithme décrit précédemment. Cette figure montre que les fibres générées sont globalement uniformément réparties au sein de l'ER et que cette génération tient compte de leurs paramètres d'orientation et de forme.

## 4.2.2. Génération des porosités

### 4.2.2.1. Forme des porosités

Pour modéliser les porosités, un script Python a été développé pour les générer sous forme de disques dans l'espace matrice. Ces porosités sont considérées comme étant un matériau qui présente un module de Young très faible de l'ordre de  $10^{-4} GPa$ , très faible comparé à celui de la matrice. Les porosités sont générées d'une façon aléatoire dans l'espace matrice et la boucle

de génération est conditionnée par le taux de porosités imposé. Il convient de préciser que les porosités générées ne se coupent pas pour faciliter leur intégration dans le calcul du taux de porosité.

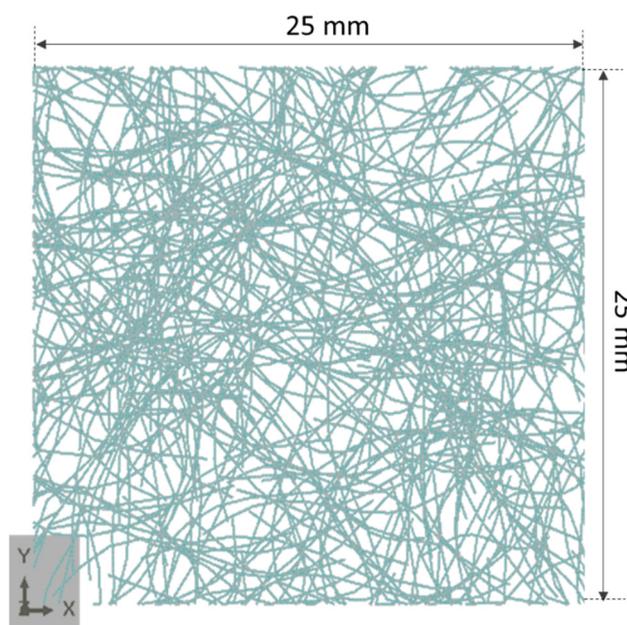


Figure 4.7 Exemple de génération de fibres non-tissées avec une fraction volumique de 29,75%.

#### 4.2.2.2. Influence de la distribution des porosités sur le module de Young

Dans cette partie, l'influence de la répartition aléatoire des porosités sur le module de Young de la matrice avec porosités est évaluée. Le matériau de base est une matrice homogène de Polypropylène à 0% de porosité ayant un module de Young de 1900 MPa et un coefficient de Poisson de 0,4. Nous avons ensuite généré des porosités avec un taux de 30% ayant des rayons variables. Pour avoir un ordre de grandeur sur les rayons des disques qui modélisent les porosités, nous avons examiné des observations MEB réalisées sur la surface des voiles non-tissés lin-PP à un taux de porosité de 48% afin de détecter toutes les tailles possibles des porosités au sein du voile (Figure 4.8). Cette figure montre que le rayon moyen des porosités varie entre 0,2 et 0,6 mm. Pour bien choisir les valeurs des rayons de porosités, nous avons balayé un intervalle plus important (entre 0,2 et 0,9 mm) et nous avons étudié l'influence de la variation aléatoire de ces derniers sur le module de Young de la matrice avec porosités.

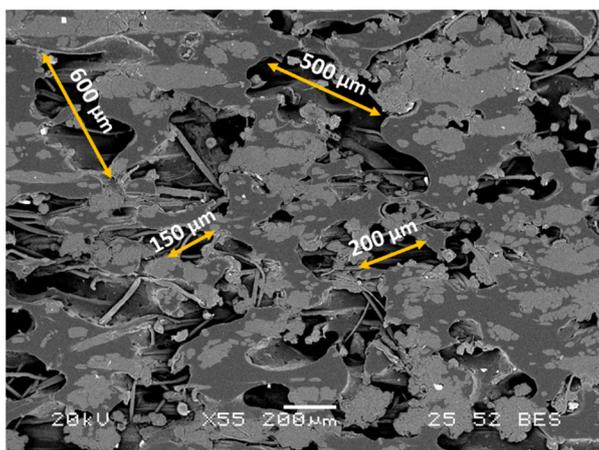


Figure 4.8 Estimation des dimensions des porosités au sein d'un échantillon de voile non-tissé à un taux de porosités de 48% .

Nous montrons dans la Figure 4.9 deux exemples de porosités générées au sein d'un espace matrice de dimensions  $25 \times 25 \text{mm}^2$  avec un rayon constant ou variable aléatoirement. Ces domaines matrice avec porosités ont été modélisés avec 39000 éléments CPS4 d'ABAQUS (élément quadrilatère à quatre nœuds avec hypothèse de contraintes et à intégration complète). Le côté gauche de chaque domaine a été bloqué ( $u_1 = 0$ ) et nous avons appliqué un déplacement uniforme sur le côté droit ( $u_1 = 0,01 \text{mm}$ ) afin d'estimer le module de Young suivant x de chaque domaine (voir section 4.2.3.1 pour plus de détails).

Le Tableau 4.2 résume les valeurs des modules de Young effectifs de la matrice avec porosités avec un rayon constant de 0,9, 0,5 et 0,2 mm et un rayon qui varie selon une loi uniforme continu, entre 0,2 et 0,5 mm avec trois tirages pour chaque configuration. Pour fixer le choix des rayons des porosités, nous raisonnons sur l'écart type trouvé entre les trois tirages de chaque modèle de porosités. Les résultats obtenus montrent que le quatrième modèle donne la dispersion sur le module de Young la plus faible. Par conséquent, nous avons choisi de générer les porosités dans l'espace matrice avec des rayons qui varient aléatoirement selon une loi uniforme entre 0,2 et 0,5 mm.

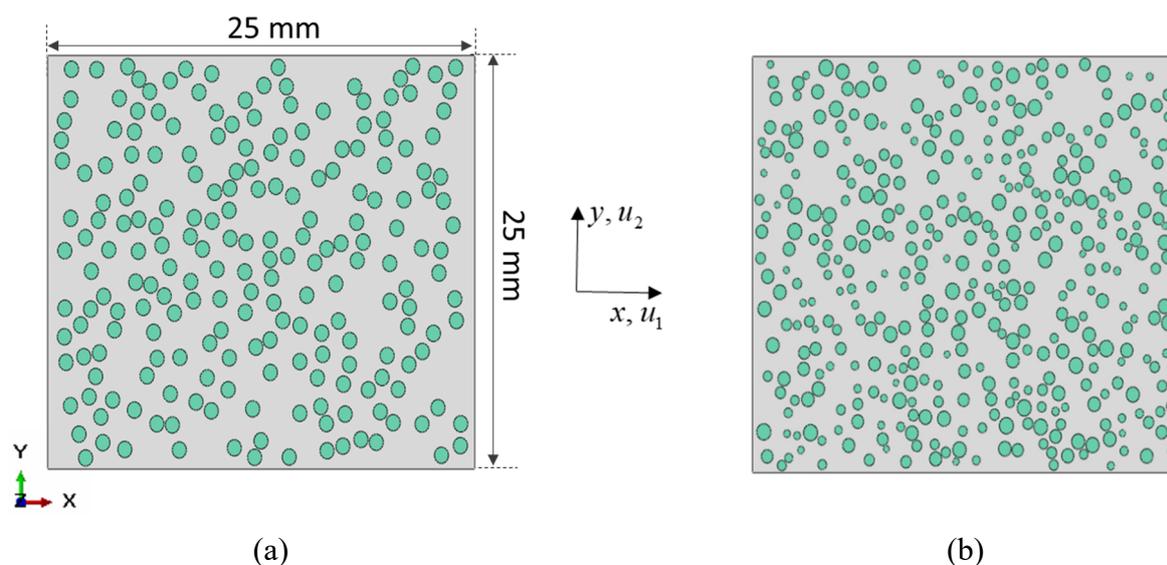


Figure 4.9 Génération des porosités dans l'espace matrice avec un rayon (a) constant de 0,5 mm et (b) aléatoire entre 0,2 et 0,5 mm.

Tableau 4.2 Effet de la génération aléatoire des porosités sur le module de Young de la matrice.

Rayon des porosités (mm)	$E_1$ (MPa)	$E_2$ (MPa)	$E_3$ (MPa)	Ecart type (%)
0,9	1090,44	1132,44	1132,35	18,64
0,5	1207,38	1176,78	1179,40	13,01
0,2	1195,20	1196,16	1192,61	13,36
[0,2-0,5]	1103,88	1104,30	1104,33	0,19

#### 4.2.3. Modèle numérique 2D d'un composite non-tissé

La prédiction du module de Young des composites non-tissés de l'étude se fait en utilisant les deux modèles géométriques des fibres et de la matrice, présentés précédemment. L'intégration des fibres dans l'espace matrice se fait en utilisant la commande « Embedded Region » du logiciel de calcul par éléments finis ABAQUS qui permet de tenir compte de la présence des fibres dans l'espace matrice. Cette technique est utilisée pour spécifier qu'un élément ou un groupe d'éléments sont incorporés dans des éléments « hôtes ». Cette commande est basée sur la recherche de relations géométriques entre les nœuds des éléments incorporés et les éléments hôtes. Si un nœud d'un élément incorporé est situé à l'intérieur d'un élément hôte, ses degrés de liberté sont éliminés et le nœud devient un « nœud incorporé ». Les degrés de liberté de ces nœuds sont contraints aux valeurs interpolées des degrés de liberté de l'élément hôte correspondant. La démarche de génération de tout le modèle numérique 2D est résumée dans

la Figure 4.10. Nous montrons sur la Figure 4.11 un exemple d'ER 2D obtenu en utilisant la démarche de la Figure 4.10 et qui illustre clairement la présence des fibres non-tissées et des porosités dispersées aléatoirement.

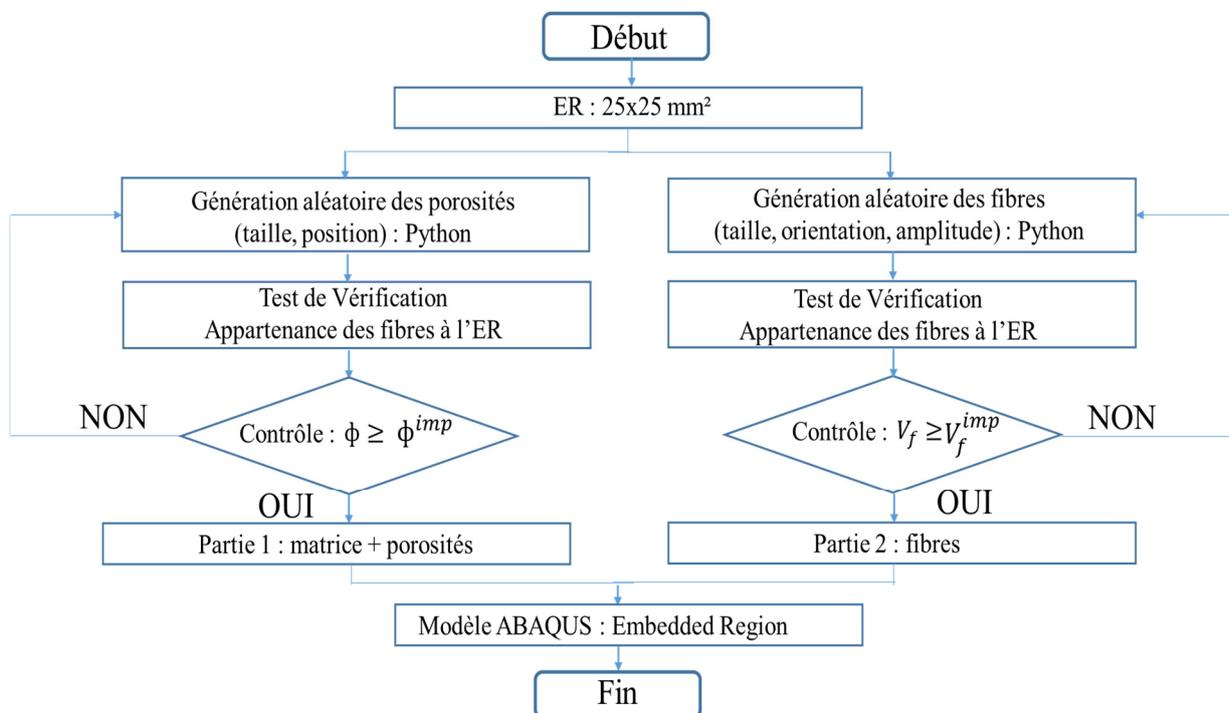


Figure 4.10 Organigramme de génération du modèle numérique 2D.

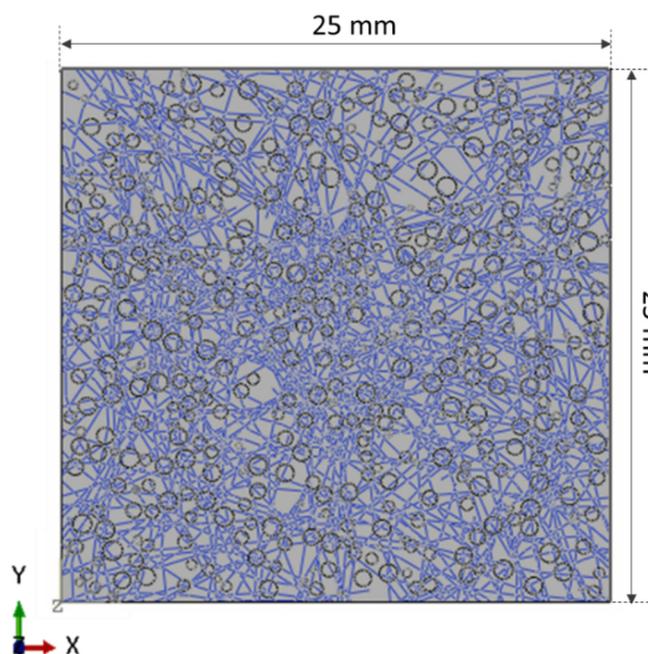


Figure 4.11 Exemple d'ER 2D comportant des fibres non-tissées et des porosités.

## 4.2.3.1. Conditions aux limites et convergence du maillage

Pour estimer les modules de Young suivant x (direction MD) et suivant y (direction CD), de l'ER 2D des composites non-tissés, nous avons utilisé les conditions aux limites en déplacement montrées sur la Figure 4.12. Pour la direction MD (Figure 4.12(a)), le déplacement suivant x du côté gauche de l'ER est annulé ( $u_1 = 0$ ) et nous avons imposé un déplacement de 0,01 mm sur le côté droit ( $u_1 = 0,01mm$ ). Pour éviter les mouvements de corps rigide, le nœud de coordonnées (0,0) a été encastré ( $u_1 = u_2 = 0$ ). Pour la direction CD, on procède de la même façon suivant y (Figure 4.12(b)).

Pour le maillage de la matrice avec porosités, nous avons choisi des éléments CPS4 d'ABAQUS et pour le maillage des fibres, nous avons utilisé des éléments barres linéaires à deux nœuds T2D2. Une étude de convergence des deux maillages a été conduite sur le composite non-tissé lin-PP avec une fraction volumique de fibres de 29,75% et un taux de porosité de 22%. Au niveau de cette étude, un raisonnement est porté sur la force de réaction suivant l'axe x obtenue en modifiant à chaque fois, le nombre des éléments de maillage des fibres ou de la matrice avec porosités. La Figure 4.13 décrit l'évolution de cette force en fonction du nombre d'éléments T2D2 ou CPS4. Cette figure montre que la convergence des deux maillages est obtenue avec 45000 éléments T2D2 et 39000 éléments CPS4. Ces données de maillage seront utilisées pour le reste de l'étude statique.

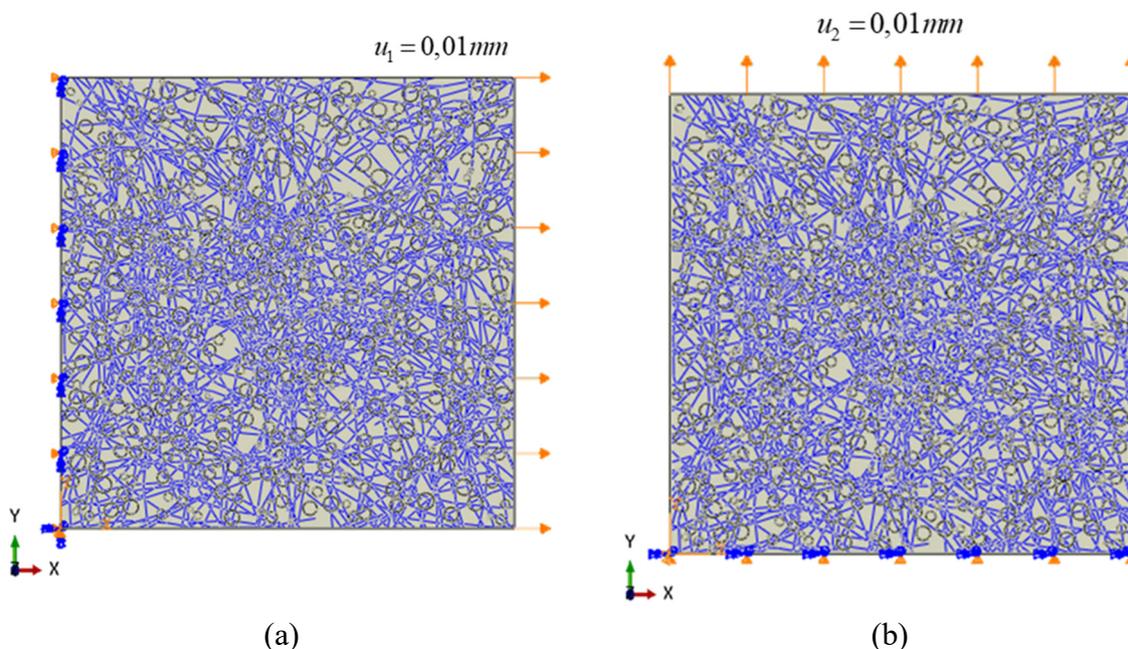


Figure 4.12 Conditions aux limites imposées pour la détermination du module de Young suivant la direction (a) MD et (b) CD.

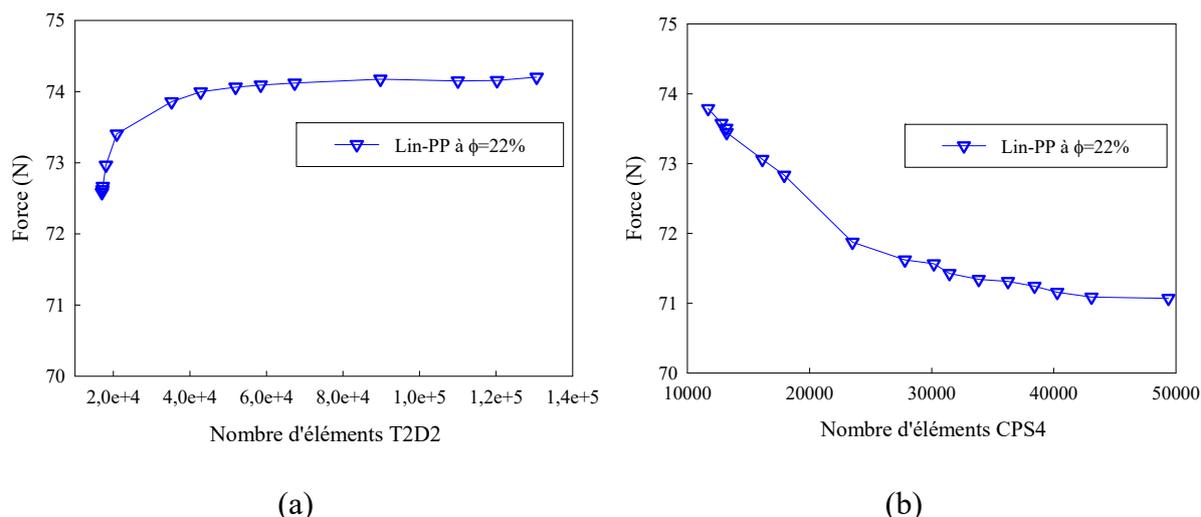


Figure 4.13 Convergence du maillage des éléments (a) T2D2 et (b) CPS4.

#### 4.2.3.2. Méthodes de calcul du module de Young et du coefficient de Poisson

Les modules de Young sont estimés à partir de  $F_i$ , la résultante des forces nodales appliquées sur le côté droit ou le côté supérieur de l'ER et du déplacement imposé  $u_i$  :

$$E = \frac{F_i / S}{u_i / l_0} \quad (i = 1, 2) \quad (4.4)$$

Avec  $u_i = 0,01 \text{ mm}$ ,  $S = 25 \times 1,9 \text{ mm}^2$  et  $l_0 = 25 \text{ mm}$ .

Quant au coefficient de Poisson, il est calculé à partir de la déformation transverse (perpendiculaire au déplacement imposé) comme le montre la Figure 4.14. Pour un déplacement imposé suivant l'axe  $x$  (direction MD), on mesure tout d'abord le déplacement induit au niveau de chaque nœud des arrêtes inférieure ( $y=0$ ) et supérieure ( $y=25 \text{ mm}$ ) de l'ER.

Par la suite, nous calculons la moyenne de chaque déplacement. La déformation moyenne suivant l'axe  $y$  est alors égale la différence des deux déplacements moyens divisée par la largeur de l'ER. Le coefficient de Poisson est enfin calculé comme le rapport entre la déformation moyenne suivant  $y$  et la déformation moyenne suivant  $x$ .

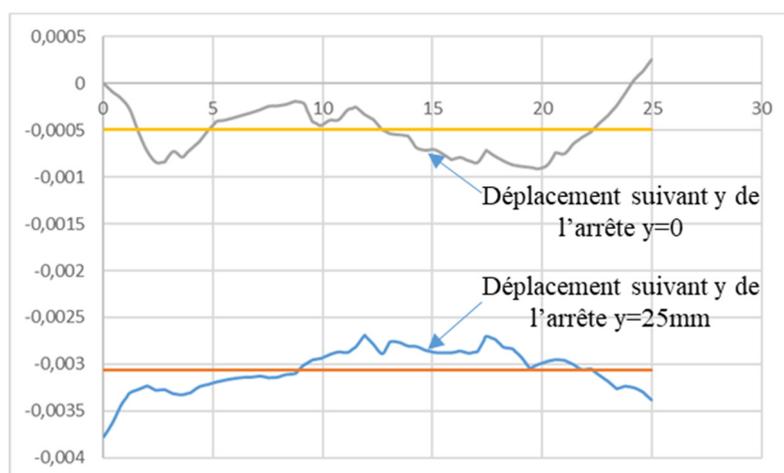


Figure 4.14 Détermination des déplacements moyens suivant  $y$  des arrêtes supérieure et inférieure de l'ER pour le calcul du coefficient de Poisson.

#### 4.3. Résultats de la modélisation numérique plane : Comparaison avec l'expérience

En égard de l'absence d'une caractérisation précise du module de Young des fibres végétales, le modèle numérique 2D est considéré pour prédire les propriétés élastiques effectives des composites non-tissés de l'étude et en particulier, estimer les modules de Young des fibres de lin, de chanvre et de kenaf en utilisant une démarche inverse. Pour chaque composite non-tissé, le module de Young de la fibre végétale correspondante a été varié pour obtenir le module de Young expérimental du composite comme le montre la Figure 4.15 dans le cas du composite lin-PP. Cette figure montre qu'un module de Young de la fibre de lin égal à 34 GPa permet de retrouver le module expérimental du composite lin-PP (de l'ordre de 3,8 GPa).

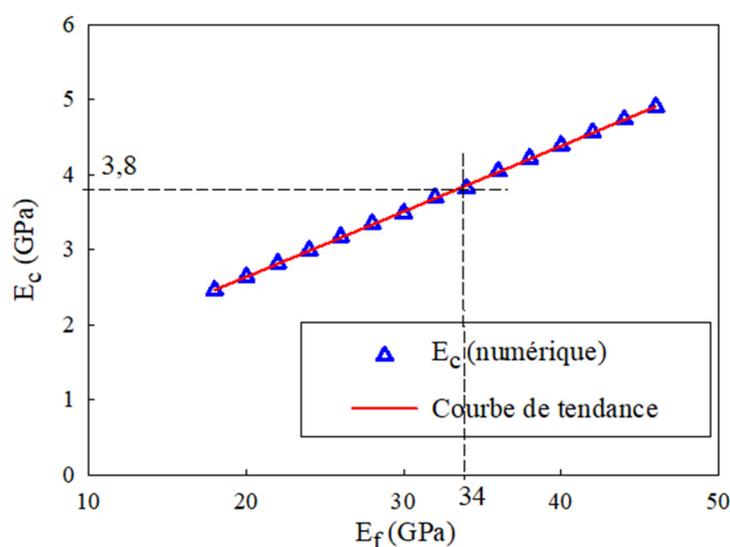
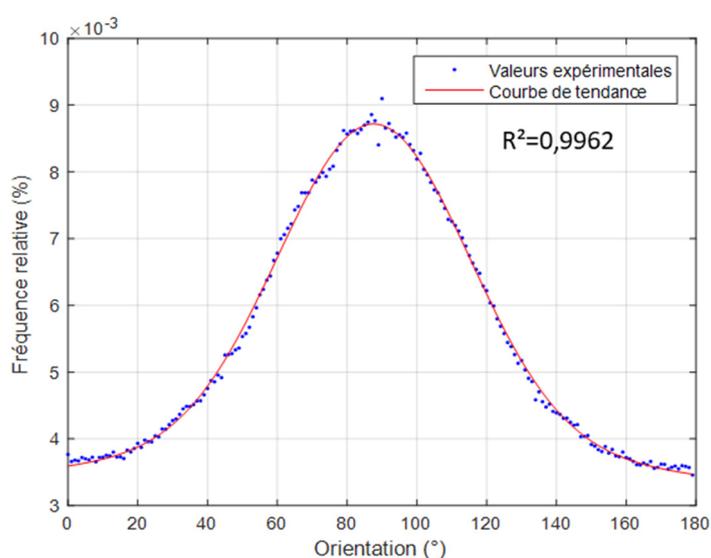


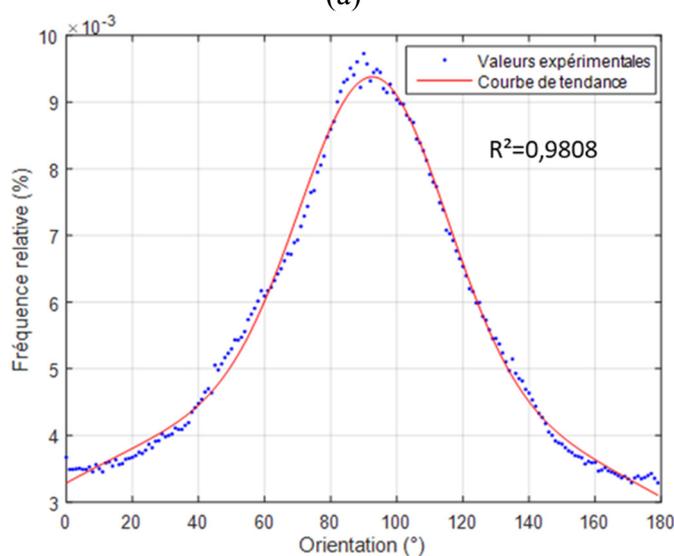
Figure 4.15 Estimation du module de Young de la fibre de lin via une démarche inverse.

Les Tableaux 4.3 et 4.4 montrent les modules de Young et les coefficients de Poisson numériques comparés aux résultats expérimentaux. Il convient de préciser que nous avons considéré les orientations des fibres de chanvre et de kenaf de la Figure 4.16 pour générer les ER des composites chanvre-PP et kenaf-PP.

Les résultats obtenus des modules de Young et des coefficients de Poisson trouvés numériquement sont en bon accord avec les valeurs expérimentales trouvées via les essais de traction des composites non-tissés lin-PP, chanvre-PP et kenaf-PP suivant les deux directions MD et CD. Ce qui affirme bien que les modules de Young des fibres de lin, de chanvre et de kenaf estimés (Tableau 4.3) décrivent bien le comportement élastique de ces fibres.



(a)



(b)

Figure 4.16 Distribution de l'orientation des fibres (a) de chanvre et (b) de kenaf.

Tableau 4.3 Estimation des modules de Young des fibres de lin, de chanvre et de kénaf.

Composite	$E_{\text{fibre}}$ estimé (GPa)	$E_{\text{fibre}}$ littérature (GPa) [41,63– 65,68,71]	$E_{MD}$ num (GPa)	$E_{MD}$ exp (GPa)	$E_{CD}$ num (GPa)	$E_{CD}$ exp (GPa)
Lin-PP	34	30-85	3,81	3,80±0,32	4,24	4,22±0,33
Chanvre-PP	29	17-44	3,36	3,32±0,23	3,83	3,62±0,11
Kenaf-PP	40	14-53	4,43	4,38±0,44	4,74	4,61±0,46

Tableau 4.4 Comparaison entre les coefficients de Poisson numériques et expérimentaux des composites non-tissés.

Composite	$\nu_{12}$ Num	$\nu_{12}$ Exp
Lin-PP	0,251	0,255±0,04
Chanvre-PP	0,256	0,265±0,05
Kenaf-PP	0,220	0,212±0,03

Pour valider notre modèle numérique 2D ainsi que la démarche inverse proposée, nous avons généré numériquement des ER à différentes fractions massiques et différents taux de porosités du composite non-tissé lin-PP. Nous avons ensuite comparé les modules de Young effectifs obtenus à ceux trouvés expérimentalement, comme le montre la Figure 4.17. Nous remarquons d'abord, que le module de Young des composites avec fraction de fibre allant jusqu'à 50% est estimé avec une bonne précision en comparaison avec l'expérience (Figure 4.17(a)). Par contre, pour des fractions massiques très importantes (de 70%), le modèle numérique donne des résultats erronés. En effet, pour ces fractions massiques de fibres, c'est l'effet inverse qui est observé expérimentalement et les fibres ne jouent plus leur rôle de renfort car elles sont mal imprégnées par le Polypropylène, ce qui engendre une diminution du module de Young du composite. Dans le modèle numérique, nous n'avons pas tenu compte de l'effet d'imprégnation des fibres dans la matrice ce qui explique l'écart important entre les modules de Young du composite lin-PP 70/30 numérique et expérimental. Ensuite, nous constatons un bon accord entre les modules de Young expérimentaux et numériques des composites lin-PP avec différents taux de porosité (Figure 4.17(b)), ce qui permet de valider le modèle numérique proposé pour tous les taux de porosités allant jusqu'à 50%.

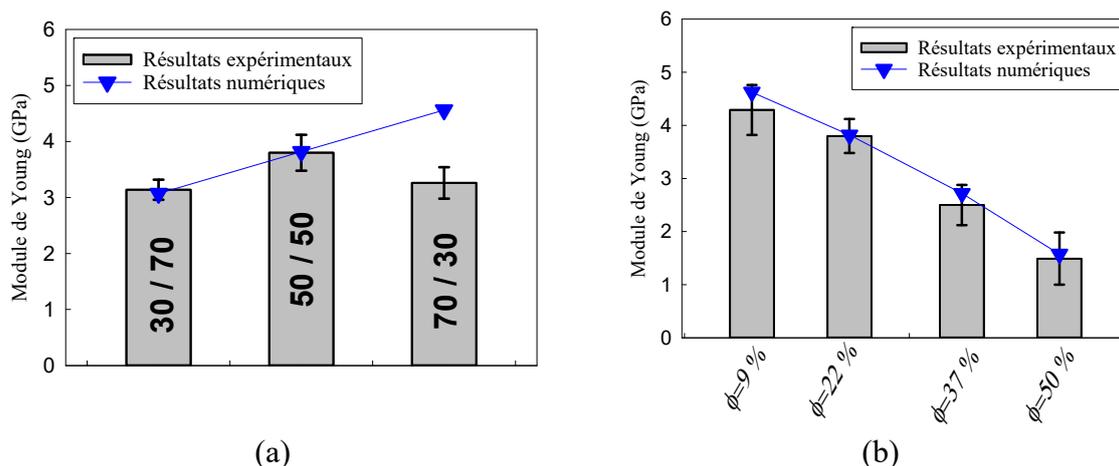


Figure 4.17 Comparaison entre les modules de Young numériques et expérimentaux des composites non-tissés lin-PP en fonction (a) de la fraction massique et (b) de la porosité.

#### 4.4. Estimation des propriétés dynamiques des composites non-tissés

##### 4.4.1. Génération du modèle 2,5D

Afin de déterminer les fréquences propres des composites non-tissés étudiés au chapitre 3, nous avons opté pour une modélisation 2,5D, des éprouvettes considérées dans l'analyse vibratoire. Les fibres ont été ainsi générées dans le plan (2D) puis modélisées par des éléments finis de type « poutre » (éléments B31 d'ABAQUS). La matrice et les porosités ont été générées dans l'espace (3D) et modélisées par des éléments tétraédriques à 10 nœuds (C3D10), d'où l'appellation 2,5D. Il est à noter que les porosités ont été modélisées par des cylindres, distribués aléatoirement dans l'espace matrice.

Pour générer le modèle 2,5D, un script Python incluant la répartition des fibres et des porosités a été développé puis implémenté dans ABAQUS. L'assemblage fibre-matrice est effectué via la commande « Embedded Region » d'ABAQUS. Il est intéressant de noter que la répartition des fibres dans les composites de l'étude a été générée en se basant sur les différentes étapes de leur mise en œuvre. Dans un premier temps, cette répartition a été effectuée dans un plan perpendiculaire à l'épaisseur du composite. Ensuite, selon le nombre de couches considérées lors de la mise en œuvre, cette distribution a été dupliquée suivant l'épaisseur du composite (l'axe z). Comme l'orientation de ces plans par rapport à l'épaisseur du composite est inconnue, une étude paramétrique a été effectuée dans la section (4.4.3) afin de choisir l'orientation la plus appropriée. La Figure 4.18 illustre une coupe du modèle géométrique de l'éprouvette représentée dans une configuration tridimensionnelle.

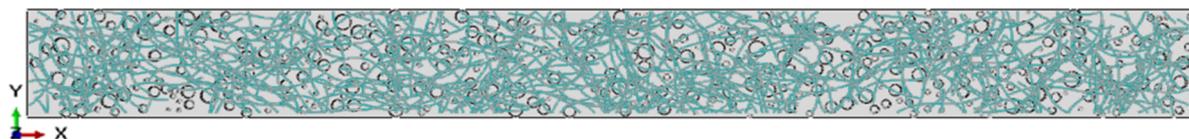


Figure 4.18 Coupe de la surface plane du modèle 2,5D.

#### 4.4.2. Convergence du maillage

Pour le maillage des éléments fibres, nous avons utilisé la même taille retenue lors de l'étude de convergence du maillage des fibres du modèle 2D, car nous avons utilisé la même distribution plane des fibres dans ce modèle 2,5D. Dans le but de choisir le nombre d'éléments du maillage de l'espace tridimensionnel (matrice + porosités) qui fournit le meilleur compromis entre la précision des résultats et le temps de calcul, plusieurs calculs éléments finis ont été effectués (Tableau 4.5). Cette étude de convergence a été conduite sur une éprouvette lin-PP ayant 22% de taux de porosités et 50% de fraction massique du lin et en configuration libre-libre pour estimer ses cinq premiers modes propres de flexion. Nous notons que pour chaque calcul, la densité du maillage dans la surface (x, y) étant fixe et on agit sur le nombre d'éléments suivant l'épaisseur. Après cette étude, on peut conclure qu'un nombre d'éléments C3D10 de 127144, soit 4 éléments suivant l'épaisseur, donne le meilleur compromis entre la précision des fréquences propres et le temps de calcul.

Tableau 4.5 Convergence du maillage d'une éprouvette lin-PP (NE-NT=Nombre d'éléments suivant l'épaisseur-Nombre d'éléments Total).

NE-NT	Mode 1	Mode 2	Mode 3	Mode 4	Mode 5
1-54817	60,31	169,87	323,78	545,89	803,95
2-61777	60,02	167,35	322,29	544,64	802,98
3-106000	59,79	166,82	320,78	543,12	803,12
4-127144	59,71	165,60	320,54	540,02	800,62
5-175424	59,56	165,23	319,80	539,09	800,02
6-254144	59,36	165,08	318,78	538,89	799,12
7-341691	59,24	165,03	318,08	538,06	799,85

#### 4.4.3. Estimation des fréquences propres

Dans cette partie, nous utilisons le modèle développé pour prédire les cinq premières fréquences propres de flexion (Figure 4.19) des éprouvettes de composite non-tissé lin-PP, chanvre-PP et kenaf-PP. Par la suite, nous présentons une étude paramétrique sur plusieurs taux de porosités et fractions massiques de fibres du composite lin-PP afin de valider notre modèle avec les résultats expérimentaux.

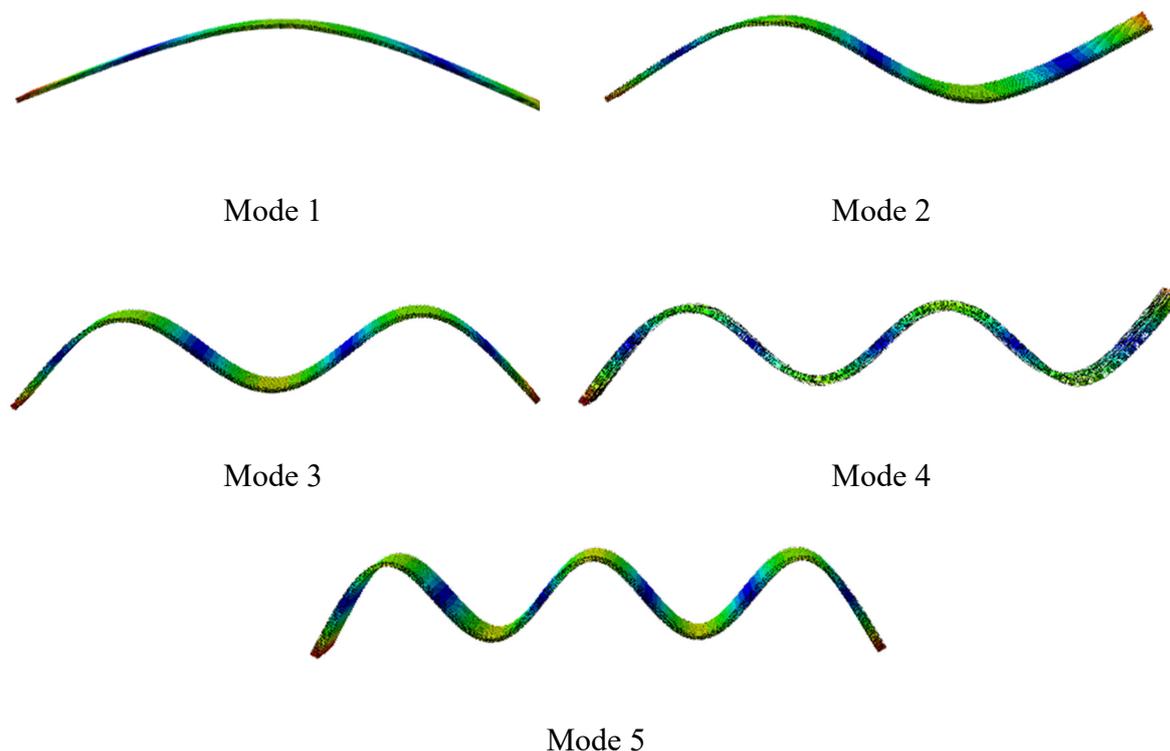


Figure 4.19 Les cinq premiers modes propres de flexion.

##### 4.4.3.1. Effet de l'orientation des fibres dans l'épaisseur sur les fréquences propres

Tout d'abord, une étude paramétrique sur l'orientation des fibres de lin dans l'épaisseur du composite lin-PP est conduite. La Figure 4.20 montre des exemples de configurations d'orientations testées où les couches vertes représentent les plis parallèles et les couches rouges représentent les plis orientés suivant l'épaisseur.

Le Tableau 4.6 résume les fréquences propres des six configurations testées en comparaison avec les fréquences expérimentales. Nous constatons que les fréquences propres de la sixième configuration avec "couches parallèles" sont les plus proches des valeurs expérimentales. De plus, nous remarquons que les fréquences propres sont de plus en plus sous-estimées lorsque le

nombre de couches orientées suivant l'épaisseur du composite augmente. En conclusion, les résultats du Tableau 4.6 montrent que les fibres de lin non-tissées semblent être orientées de façon parallèle au plan (x,y) du composite.

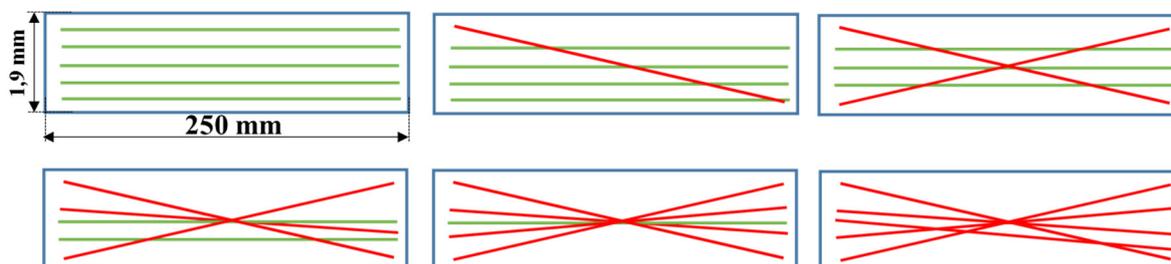


Figure 4.20 Configurations testées pour l'orientation des plis de fibres suivant l'épaisseur.

Tableau 4.6 Fréquences propres des six configurations de plis orientés suivant l'épaisseur.

Nombre de plis orientés	Mode 1	Mode 2	Mode 3	Mode 4	Mode 5
1 pli orienté	59,30	167,14	321,96	541,70	805,60
2 plis orientés	59,29	165,78	325,05	547,18	816,25
3 plis orientés	51,22	147,76	291,00	488,61	733,34
4 plis orientés	53,25	153,24	301,01	505,68	758,98
5 plis orientés	48,02	140,58	278,94	467,41	704,36
5 plis parallèles	59,71	165,60	320,54	540,02	800,62
Résultats expérimentaux	61,02	179,56	330,23	571,36	821,36
Ecart type (%) (Expérimental/plis parallèles)	2,14	7,77	2,93	5,48	2,52

#### 4.4.3.2. Estimation des fréquences propres des composites non-tissés chanvre-PP et kenaf-PP

Après avoir choisi la configuration « couches parallèles » qui décrit le mieux l'orientation suivant l'épaisseur des fibres de lin non-tissées. Nous la considérons pour estimer les fréquences propres des composites kenaf-PP et chanvre-PP.

Le Tableau 4.7 résume les valeurs des fréquences propres numériques en comparaison avec les fréquences expérimentales. Nous remarquons un bon accord entre ces valeurs, ce qui montre que les fibres de chanvre et de kenaf semblent aussi être orientées de façon parallèle au plan (x,y) de leurs composites respectifs.

Tableau 4.7 Fréquences propres numériques et expérimentales des composites kenaf-PP et chanvre-PP.

Composite	Mode 1	Mode 2	Mode 3	Mode 4	Mode 5
Kenaf-PP num	64,48	177,69	343,07	580,03	858,29
Kenaf-PP exp	64,13	189,78	353,46	600,81	875,71
Ecart type (%)	0,54	6,37	2,93	3,46	2,00
Chanvre-PP num	59,23	164,24	318,05	535,71	794,27
Chanvre-PP exp	60,71	175,11	338,72	550,12	816,12
Ecart type (%)	2,43	6,20	6,10	2,62	2,67

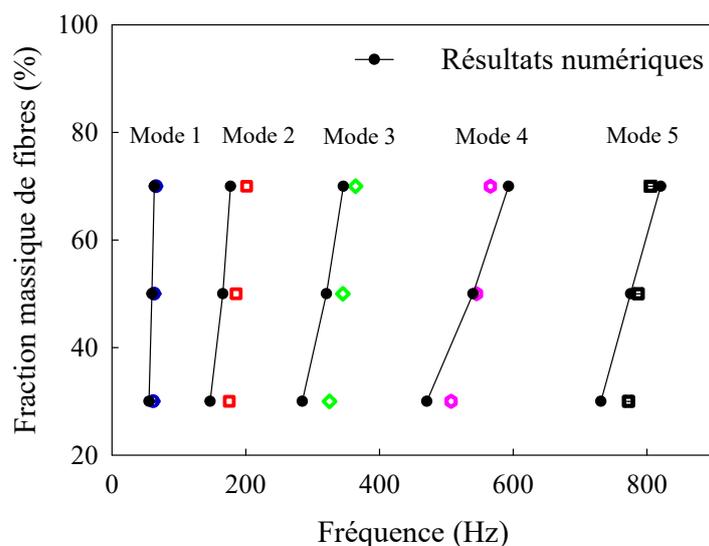
#### 4.4.3.3. Etude paramétrique sur le composite non-tissé lin-PP

Dans cette partie, nous estimons les fréquences propres de composites non-tissés lin-PP en variant séparément la fraction massique des fibres (à un taux de porosités fixe de 22%) et le taux de porosités (à une fraction massique de fibre fixe de 50%) et en utilisant la configuration des « couches parallèles ».

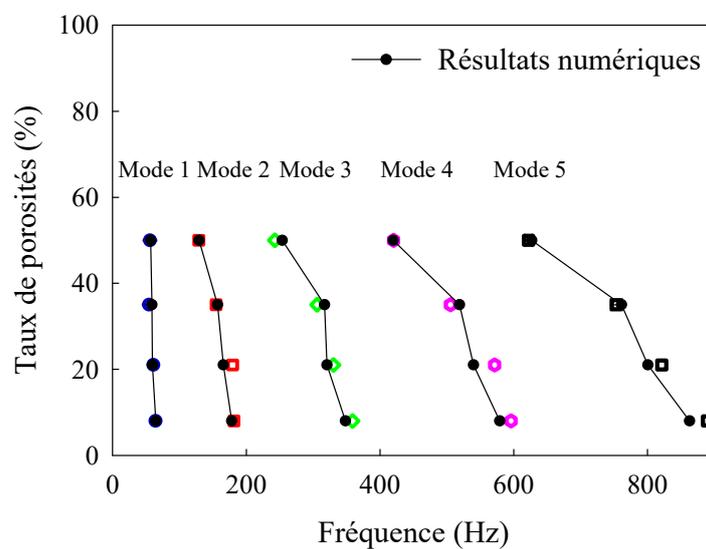
La Figure 4.21 montre une comparaison entre les fréquences propres numériques et expérimentales. Les points colorés sur cette figure représentent les valeurs expérimentales qui sont comparées aux résultats numériques lorsque l'on fait varier la fraction massique des fibres de lin (Figure 4.21 (a)) et le taux de porosité (Figure 4.21 (b)). Ces figures montrent un bon accord entre les résultats expérimentaux et numériques. En effet, le modèle éléments finis proposé permet de générer des taux de fibres et de porosités élevés et les fréquences propres prédites semblent proches des fréquences expérimentales.

#### 4.4.4. Estimation du facteur de perte de la fibre de lin

Les propriétés d'amortissement telles que le facteur de perte caractérisent la capacité d'un matériau à absorber les vibrations et à dissiper l'énergie. De ce fait, l'analyse de ces propriétés est primordiale, en particulier pour les fibres végétales et les biocomposites non-tissés utilisés dans les applications automobiles où la dissipation des vibrations est attendue.



(a)



(b)

Figure 4.21 Fréquences propres estimées en fonction du taux de fibre (a) et de la porosité (b).

D'après une revue de la littérature, nous pouvons constater que l'utilisation des fibres de lin, comme renfort de composites, offre à ces derniers une capacité plus importante à dissiper l'énergie et absorber les vibrations [89,91,136,139,141,146]. De ce fait, il est intéressant d'évaluer l'apport dissipatif de la fibre de lin par rapport à l'amortissement du composite total. Par ailleurs, les données relatives à l'amortissement des fibres végétales, notamment le lin, semblent quasi-inexistantes dans la littérature. Ainsi, nous proposons dans cette partie une démarche inverse pour estimer l'amortissement de cette fibre. La démarche proposée est basée

sur l'approche énergétique et les propriétés d'amortissement des composites non-tissés lin-PP obtenues expérimentalement.

Cette approche énergétique, introduite par Ungar et Kevin [133], se base sur la description de l'amortissement structural en fonction de ses éléments constitutifs et de l'énergie emmagasinée dans ces éléments. Dans le cas de composites avec un taux de porosité important, l'amortissement structural peut être exprimé en fonction de l'amortissement des fibres, de la matrice et des porosités. Ainsi, en utilisant l'approche énergétique, l'amortissement du composite peut être caractérisé en utilisant le rapport entre l'énergie dissipée dans chaque élément et l'énergie totale du composite selon l'expression suivante :

$$\eta(\%) = \frac{\eta_f U_f + \eta_m U_m + \eta_\phi U_\phi}{U_f + U_m + U_\phi} \quad (4.5)$$

Où  $\eta$ ,  $\eta_f$ ,  $\eta_m$  et  $\eta_\phi$  sont les facteurs de perte du composite, du renfort, de la matrice et des porosités, respectivement.

$U_f$ ,  $U_m$  et  $U_\phi$  représentent les énergies de déformation du renfort, de la matrice et des porosités, respectivement. Comme l'énergie de déformation du vide qui se présente par les porosités est très négligeable devant  $U_f$  et  $U_m$ , l'expression (4.5) peut être simplifiée de la manière suivante :

$$\eta(\%) = \frac{\eta_f U_f + \eta_m U_m}{U_f + U_m} \quad (4.6)$$

#### 4.4.4.1. Détermination des énergies de déformation

Dans cette section, nous présentons la méthode d'analyse par éléments finis qui permet la détermination des énergies de déformation des éléments fibres et matrices en suivant ces étapes :

Tout d'abord, pour chaque élément de maillage de fibre (B31) ou de la matrice (C3D10), noté « e », on peut obtenir les valeurs des contraintes et des déformations pour chaque direction de l'espace (1, 2, 3) :

$$\begin{aligned} &\sigma_1^e, \sigma_2^e, \sigma_3^e, \sigma_4^e, \sigma_5^e, \sigma_6^e, \\ &\varepsilon_1^e, \varepsilon_2^e, \varepsilon_3^e, \varepsilon_4^e, \varepsilon_5^e, \varepsilon_6^e, \end{aligned} \quad (4.7)$$

Ensuite, l'énergie de déformation totale de l'élément  $U^e$  peut être exprimée en fonction des énergies de déformation dans chaque direction :

$$U^e = U_1^e + U_2^e + U_3^e + U_4^e + U_5^e + U_6^e, \quad (4.8)$$

Avec:

$$U_i^e = \frac{1}{2} \iiint_e \sigma_i^e \varepsilon_i^e \, dx \, dy \, dz, \quad i = 1, 6 \quad (4.9)$$

Finalement, l'énergie totale des éléments matrice ou des éléments fibres,  $U_f$  ou  $U_m$  est calculée en faisant la somme des énergies de tous les éléments qui les constituent :

$$U_i = \sum_{\text{elements}, e} U^e = U_1 + U_2 + U_3 + U_4 + U_5 + U_6, \quad i = f, m \quad (4.10)$$

#### 4.4.4.2. Estimation des facteurs de perte de la fibre de lin et de la matrice avec porosités

Il convient de noter que nous avons testé sept composites non-tissés lin-PP à différentes fractions massiques de fibres  $P_f(\%)$  et différents taux de porosités du composite  $\phi(\%)$ , comme le résume le Tableau 4.8. Nous introduisons également dans ce tableau la porosité relative à la matrice PP  $\varphi(\%)$  ( $\varphi(\%) = \frac{\phi}{V_m + \phi}$ ,  $V_m$  est la fraction volumique du PP).

L'intérêt de calculer cette porosité relative est de quantifier le pourcentage des porosités par rapport à la matrice, pour les différentes fractions massiques des fibres de lin.

Pour chaque composite du Tableau 4.8, nous avons deux inconnus à déterminer qui sont les facteurs de perte de la fibre de lin et de la matrice. Nous obtenons ainsi un système d'équation à huit inconnues (le facteur de perte de la fibre de lin  $\eta_f$  et les facteurs de perte de la matrice  $\eta_m^i, i = 1, \dots, 7$ ) contre sept équations seulement, issues de la relation (4.6). Par conséquent, ce système est impossible à résoudre explicitement et nous proposons dans les sections suivantes deux méthodes d'estimation de ces facteurs de perte.

Tableau 4.8 Différents matériaux testés expérimentalement

Composite n°	1	2	3	4	5	6	7
$P_f$ (%)	50					30	70
$\phi$ (%)	5	8	22	35	50	22	
$\varphi$ (%)	7,81	12,07	31,31	46,05	61	27,05	30,47
$\eta_c$ (%)	3,71	3,83	4,81	5,53	6,42	5,34	4,43

## 4.4.4.2.1. Première approche d'estimation

Nous avons d'abord analysé les valeurs de la porosité relative  $\varphi$  (%) pour les sept composites présentées dans le Tableau 4.8. A partir de ces valeurs, nous remarquons que la porosité  $\varphi$  (%) du troisième et du septième composite sont très proche. De ce fait, nous supposons que ces deux composites ont le même facteur de perte de la matrice. Avec cette hypothèse, nous réduisons le nombre d'inconnues à sept seulement, ce qui permet de résoudre explicitement le système suivant :

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta U_f^1 \eta_f + \Delta U_m^1 \eta_m^1 = 3,71 \\ \Delta U_f^2 \eta_f + \Delta U_m^2 \eta_m^2 = 3,83 \\ \Delta U_f^3 \eta_f + \Delta U_m^3 \eta_m^3 = 5,34 \\ \Delta U_f^4 \eta_f + \Delta U_m^4 \eta_m^4 = 4,81, \text{ avec } \Delta U_i = \frac{U_i}{U_f + U_m}, i = f, m \\ \Delta U_f^5 \eta_f + \Delta U_m^5 \eta_m^5 = 4,43 \\ \Delta U_f^6 \eta_f + \Delta U_m^6 \eta_m^6 = 5,53 \\ \Delta U_f^7 \eta_f + \Delta U_m^7 \eta_m^3 = 6,42 \end{array} \right. \quad (4.11)$$

La valeur de  $\eta_f$  ainsi trouvée est de 2,88%. Les différentes valeurs des facteurs de perte de la matrice trouvées sont présentées dans la Figure 4.22 et peuvent être approchées par la loi polynomiale de degré 2 suivante :

$$\eta_m(\varphi) = 8.601 \times 10^{-4} \varphi^2 + 2.386 \times 10^{-2} \varphi + 3.943, R^2 = 0.997 \quad (4.12)$$

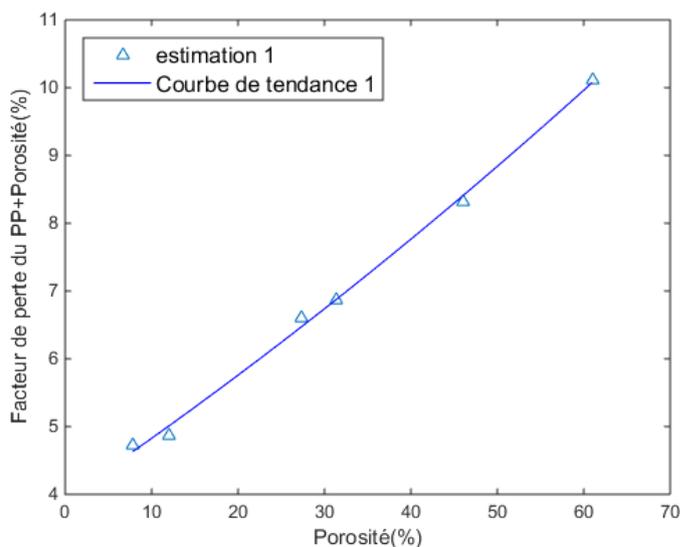


Figure 4.22 Estimation des facteurs de perte de la matrice en fonction du taux de porosités avec la première méthode.

#### 4.4.4.2.2. Deuxième approche d'estimation

Dans cette deuxième approche, nous supposons que le facteur de perte de la matrice suit une loi polynomiale de second ordre en fonction du taux de porosité du composite, qui peut s'écrire de la manière suivante :  $\eta_m(\varphi) = a\varphi^2 + b\varphi + c$ .

Dans ce cas, il reste quatre inconnus à déterminer qui sont le facteur de perte de la fibre de lin et les constantes  $a$ ,  $b$  et  $c$  contre sept équations. Donc, nous pouvons résoudre le système :  $A \times X = B$  en utilisant la méthode des moindres carrés.

Où  $A$  est une matrice, de taille (7x4), englobant les valeurs connues des énergies de déformations,  $X$  est le vecteur des quatre inconnues, de taille (4x1) et  $B$  représente le vecteur des valeurs des facteurs de perte des sept composites, de taille (7x1).

Nous obtenons ainsi un facteur de perte de la fibre de lin égal à 2,73% et une évolution du facteur de perte de la matrice en fonction du taux de porosité décrite comme suit :

$$\eta_m(\varphi) = 2 \times 10^{-4} \varphi^2 + 8.68 \times 10^{-2} \varphi + 4.105 \quad (4.13)$$

Les facteurs de perte de la fibre de lin obtenus avec les deux méthodes sont très proches. Ainsi, nous pouvons déduire une valeur moyenne  $\eta_{lin} = 2,805 \pm 0,075\%$ .

De plus, les deux méthodes d'estimation permettent d'avoir des approximations équivalentes du facteur de perte de la matrice en fonction du taux de porosité, comme présenté dans la Figure 4.23. En outre, pour un taux de porosité de 0%, nous trouvons le facteur de perte du

polypropylène, égal à 4,024%, qui semble en bon accord avec la valeur rapportée par Duc et al. [88] de 4%. Ce bon accord permet de valider les deux méthodes d'estimation proposées ainsi que la valeur du facteur de perte de la fibre de lin, ce qui constitue une première estimation du pouvoir amortissant de cette fibre.

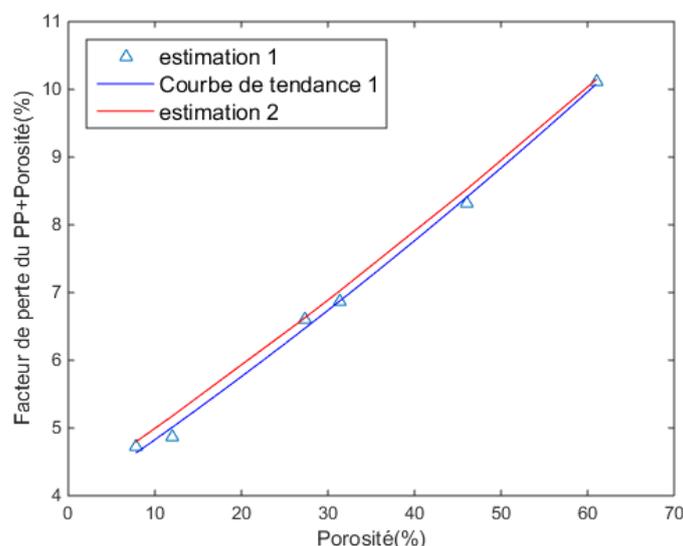


Figure 4.23 Comparaison des deux méthodes d'estimation du facteur de perte de la matrice en fonction du taux de porosités.

#### 4.5. Conclusion

D'abord, un modèle numérique bidimensionnel a été développé pour estimer les propriétés élastiques effectives des composites non-tissés de l'étude. Ce modèle prend en compte la forme, la longueur et l'orientation des fibres de renfort ainsi que le taux de porosité du composite non-tissé. En particulier, ce modèle nous a permis d'estimer les modules de Young des fibres de lin, de chanvre et de kenaf en utilisant une démarche inverse qui s'appuie sur les résultats expérimentaux.

Ensuite, un modèle numérique par éléments finis 2,5D des composites non-tissés a été développé en tenant compte de différents paramètres développés dans le modèle 2D. Ce modèle a par la suite été utilisé pour prédire les fréquences propres de flexion des composites non-tissés de l'étude. Pour définir l'orientation des fibres non-tissées suivant l'épaisseur du composite, une étude paramétrique a été réalisée sur plusieurs configurations avec différentes orientations des couches de fibres suivant l'épaisseur. Cette étude a montré que la configuration parallèle est la plus proche de la distribution réelle des fibres non-tissées. Par la suite, une étude paramétrique sur le composite non tissé lin-PP avec différents taux de porosités et différentes fractions

massiques des fibres de lin a été conduite. Les fréquences propres prédites par notre modèle semblent en bon accord avec les résultats expérimentaux. Enfin, une première estimation du facteur de perte de la fibre de lin a été obtenue, avec deux méthodes différentes, en se basant sur l'approche énergétique et sur les valeurs expérimentales des facteurs de perte des composites lin-PP.



## **Conclusion générale**



Dans ce travail doctoral, nous avons conduit une caractérisation des propriétés mécaniques et vibratoires de composites non-tissés renforcés par des fibres végétales de lin, de chanvre et de kenaf. Dans un premier temps, une étude du comportement mécanique en statique a été menée sur ces trois matériaux en comparaison avec un composite non-tissé renforcé par des fibres de verre. L'objectif a été de donner une classification en termes de rigidité et de justifier l'utilisation des composites à renfort végétal. Une étude dynamique a été aussi menée sur ces matériaux pour comprendre leur comportement vibratoire. L'objectif a été d'en identifier les composites qui peuvent combiner des propriétés mécaniques spécifiques intéressantes et un pouvoir amortissant important. L'influence de plusieurs paramètres de production sur les propriétés mécaniques et vibratoires du matériau sélectionné a été ensuite analysée. Enfin, une modélisation par éléments finis a été menée dans l'objectif de modéliser un composite non-tissé et de déterminer, par une démarche inverse, les propriétés élastiques et dissipatives de son renfort.

L'étude bibliographique menée au chapitre 1 a montré que la composition et la structure des fibres naturelles peuvent expliquer leur contribution majeure dans la dissipation d'énergie au sein de leurs composites. Cette étude a montré également que le taux de porosité d'un composite non-tissé peut influencer drastiquement ses propriétés mécaniques.

Les essais de traction, présentés au chapitre 3, réalisés sur les composites non-tissés à fibres de verre, de lin, de chanvre et de kenaf ont mis en exergue le caractère compétitif des composites à fibres végétales par rapport à ceux renforcés par des fibres de verre, en combinant la rigidité avec la densité réduite. D'autres essais de traction réalisés sur le composite non-tissé à fibres de lin suivant plusieurs orientations ont montré que son comportement est quasi-isotrope. Une étude paramétrique réalisée sur le composite à fibres de lin à différentes fractions massiques du renfort et différents taux de porosité révèle l'impact majeure de ces paramètres sur la rigidité de ce composite. La fraction massique pouvant atteindre 50% offre une rigidité importante au composite grâce à la rigidité des fibres de renfort. En revanche, au-delà de cette limite, il a été démontré qu'un effet inverse se produit et entraîne ainsi une diminution des propriétés mécaniques. Le taux de porosité du non-tissé, contrôlée lors de sa mise en œuvre, est un atout majeur pour ce type de composite car il lui offre une légèreté importante. Toutefois, un taux très élevé de porosité peut causer une perte significative en termes de rigidité.

Les propriétés dynamiques des composites non-tissés de cette étude doctorale ont été déterminées via une analyse modale expérimentale menée dans le cas de flexion de poutres en configuration libre-libre et présentées au chapitre 3. Les fréquences propres et les facteurs de perte ont été déduits à partir de l'analyse des courbes de la fonction de réponse en fréquence (FRF). Les facteurs de perte des composites non-tissés à fibres de lin, de chanvre et de kenaf peuvent atteindre 5% alors que celui du composite renforcé par des fibres de verre ne dépasse pas 2%. Ceci montre le grand pouvoir amortissant des composites à renfort végétal comparé avec ceux à renforts synthétiques. Il a été constaté aussi que la fraction massique et le taux de porosité ont une influence directe sur la capacité du composite non-tissé à matrice polypropylène et renforcé par des fibres de lin à absorber les vibrations. Ainsi, il a été démontré qu'une augmentation d'abord de la fraction massique du polypropylène et ensuite du taux de porosité améliore clairement les propriétés d'amortissement de ce composite non-tissé.

La modélisation numérique par éléments finis présentée au chapitre 4 a nécessité le développement de deux modèles numériques. En premier lieu, un modèle numérique 2D a été établi afin d'estimer les propriétés élastiques effectives des composites non-tissés mesurées expérimentalement. Les caractéristiques géométriques des fibres, comme la forme, la longueur et l'orientation, ainsi que l'aspect aléatoire des porosités, ont été prises en compte. De plus, le modèle proposé respecte bien les pourcentages de fraction volumique des fibres et de la porosité. En se basant sur les valeurs expérimentales des modules de Young pour le composite non-tissé à fibres de lin, à un taux de porosité et une fraction volumique constants, nous avons pu déterminer le module de Young des fibres de lin via une démarche inverse. Afin de valider cette démarche, le module de Young déduit est utilisé dans le modèle numérique pour estimer celui des composites à différents taux de porosité et fractions volumiques. Les résultats obtenus ont été en bon accord avec les valeurs expérimentales.

En deuxième lieu, un modèle numérique 2,5D a été développé afin d'estimer les fréquences propres des composites non-tissés. Ce modèle utilise dans un premier temps une génération bidimensionnelle des fibres non-tissées en se basant sur le premier modèle numérique 2D, et la génération tridimensionnelle d'un espace matrice contenant les porosités, dans un deuxième temps. Les fréquences propres calculées numériquement pour les composites de l'étude, permettent un bon encadrement de celles obtenus via la démarche expérimentale. Enfin, une démarche inverse et une approche énergétique ont été utilisées afin de donner une première estimation des propriétés d'amortissement des fibres de lin.

Ce travail de thèse ouvre la voie à des perspectives, dont certaines pourraient faire l'objet de développements à court et moyen termes. Nous nous limitons à citer trois parmi elles :

- Une amélioration du modèle numérique 2,5D pour une vraie modélisation tridimensionnelle des composites non-tissés ;
- Une étude de la durabilité des composites non-tissés à fibres végétales sous environnement humide et l'impact de ce vieillissement sur leurs propriétés d'amortissement, en particulier ;
- Une étude de l'effet d'hybridation sur les propriétés mécaniques et dissipatives des composites non-tissés à fibres végétales.



## Bibliographie

- [1] R.M. Jones, *Mechanics Of Composite Materials*, CRC Press, 1998.
- [2] A.O. Da Silva, K.G.D.C. Monsores, S.S. ana De Oliveira, R.P. Weber, S.N. Monteiro, Ballistic behavior of a hybrid composite reinforced with curaua and aramid fabric subjected to ultraviolet radiation, *Journal of Materials Research and Technology*. 7 (2018) 584-591.
- [3] L.F.C. Nascimento, L.H.L. Louro, S.N. Monteiro, A.V. Gomes, R.L.S.B. Marçal, É.P. Lima, J.I. Margem, Ballistic performance of mallow and jute natural fabrics reinforced epoxy composites in multilayered armor, *Materials Research*. 20 (2017) 399-403.
- [4] S.D. Salman, Z. Leman, M.T.H. Sultan, M.R. Ishak, F. Cardona, Effect of kenaf fibers on trauma penetration depth and ballistic impact resistance for laminated composites, *Textile Research Journal*. 87 (2017) 2051-2065.
- [5] S. Christian, S. Billington, *Sustainable Biocomposites for Construction by Mechanical Properties of Hemp Fabric Biocomposites Potential Applications for Biocomposites, Composites & Polycon*. (2009).
- [6] A.S. Herrmann, J. Nickel, U. Riedel, Construction materials based upon biologically renewable resources - From components to finished parts, *Polymer Degradation and Stability*. 59 (1998) 251-261.
- [7] J.M. Yatim, N. Hafizah, B. Abd, R. Mahjoub, *Biocomposites for the Construction*, (2010) 1-29.
- [8] K. Krishnadevi, S. Devaraju, S. Sriharshitha, M. Alagar, Y. Keerthi Priya, Environmentally sustainable rice husk ash reinforced cardanol based polybenzoxazine bio-composites for insulation applications, *Polymer Bulletin*. 77 (2020) 2501-2520.
- [9] R. Muthuraj, C. Lacoste, P. Lacroix, A. Bergeret, Sustainable thermal insulation biocomposites from rice husk, wheat husk, wood fibers and textile waste fibers: Elaboration and performances evaluation, *Industrial Crops and Products*. 135 (2019) 238-245.

- [10] G. Hayase, K. Kanamori, K. Abe, H. Yano, A. Maeno, H. Kaji, K. Nakanishi, Polymethylsilsesquioxane-cellulose nanofiber biocomposite aerogels with high thermal insulation, bendability, and superhydrophobicity, *ACS Applied Materials and Interfaces*. 6 (2014) 9466-9471.
- [11] M.C. Gutiérrez, M.A. De Paoli, M.I. Felisberti, Cellulose acetate and short curauá fibers biocomposites prepared by large scale processing: Reinforcing and thermal insulating properties, *Industrial Crops and Products*. 52 (2014) 363-372.
- [12] M. Chikhi, B. Agoudjil, A. Boudenne, A. Gherabli, Experimental investigation of new biocomposite with low cost for thermal insulation, *Energy and Buildings*. 66 (2013) 267-273.
- [13] S. Rwawiire, B. Tomkova, J. Militky, A. Jabbar, B.M. Kale, Development of a biocomposite based on green epoxy polymer and natural cellulose fabric (bark cloth) for automotive instrument panel applications, *Composites Part B: Engineering*. 81 (2015) 149-157.
- [14] N. Ramli, N. Mazlan, Y. Ando, Z. Leman, K. Abdan, A.A. Aziz, N.A. Sairy, Natural fiber for green technology in automotive industry: A brief review, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 368 (2018).
- [15] R.H. Martin, S. Giannis, S. Mirza, K. Hansen, Biocomposites in challenging automotive applications, *ICCM International Conferences on Composite Materials*. (2009).
- [16] Y. Wu, L. Cai, C. Mei, S.S. Lam, C. Sonne, S.Q. Shi, C. Xia, Development and evaluation of zinc oxide-blended kenaf fiber biocomposite for automotive applications, *Materials Today Communications*. 24 (2020) 101008.
- [17] B. Purabi, Chapter 9 - Biopolymers and biocomposites-mediated sustainable high-performance materials for automobile applications, *Sustainable Nanocellulose and Nanohydrogels from Natural Sources*. (2020) 197-216.
- [18] A.S. Joshi, S. Barhanpurkar, A. Paharia, T. Maloo, Bio-composite materials as alternatives to glass fibre reinforced composites for automotive applications, *Man-Made Textiles in India*. 40 (2012) 386-390.
- [19] P. Roy, F. Defersha, A. Rodriguez-Uribe, M. Misra, A.K. Mohanty, Evaluation of the life cycle of an automotive component produced from biocomposite, *Journal of Cleaner*

- Production. 273 (2020) 123051.
- [20] M. Khalfallah, B. Abbès, F. Abbès, Y.Q. Guo, V. Marcel, A. Duval, F. Vanfleteren, F. Rousseau, Innovative flax tapes reinforced Acrodur biocomposites: A new alternative for automotive applications, *Materials & Design*. 64 (2014) 116-126.
- [21] P. Roy, D. Tadele, F. Defersha, M. Misra, A.K. Mohanty, Environmental and economic prospects of biomaterials in the automotive industry, *Clean Technologies and Environmental Policy*. 21 (2019) 1535-1548.
- [22] L. G. Hurley, U.S Patent No. 277, 1942.
- [23] K. Misra, Clean production: environmental and economic perspectives, in: Springer, 1996.
- [24] Z. Petrović, A. Guo, I. Javni, W. Zhang, In *Natural Fibers, Plastics and Composites*, in: Springer, US, 2004.
- [25] B. Suddel, W. Evans, D. Isaac, A. Crosky, A survey into the application of natural fiber composites in the automotive industry, in: *International Symposium on Natural Polymers and Composites*, 2002.
- [26] D. Mann, J. Van den Bos, A. Way, *Automotive Plastics and Composites*, Elsevier Science, Amsterdam, 1999.
- [27] G. Marsh, Composites on the road to the big time?[Automotive applications], *Reinforced Plastics (UK)*. 47 (2) (2003) 33-36.
- [28] M. John, S. Thomas, Biofibres and biocomposites, *Carbohydrate polymers*. 71 (3) (2008) 343-364.
- [29] S. Joshi, L. Drzal, A. Mohanty, S. Arora, Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites?, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 35 (2004) 371-376.
- [30] P. Wambua, J. Ivens, I. Verpoest, Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics?, *Composites Science and Technology*. 63 (2003) 1259-1264.
- [31] D.U. Shah, P.J. Schubel, M.J. Clifford, Can flax replace E-glass in structural composites? A small wind turbine blade case study, *Composites Part B: Engineering*. 52 (2013)

- 172-181.
- [32] A. Le Duigou, P. Davies, C. Baley, Replacement of glass/unsaturated polyester composites by flax/PLA biocomposites: is it justified?, *Journal of Biobased Materials and Bioenergy*. 5 (4) (2011) 466-482.
- [33] C. Baley, Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites, *Techniques de l'ingénieur*, Réf: N2220, 2005.
- [34] J. Biagiotti, D. Puglia, J.M. Kenny, A review on natural fibre-based composites-part I: structure, processing and properties of vegetable fibres, *Journal of Natural Fibers*. 1 (2) (2004) 37-68.
- [35] H.L. Bos, A.M. Donald, In situ ESEM deformation of flax fibres, *J. Mater. Sci.* 34 (1999) 3029-3034.
- [36] C. Baley, Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 33 (2002) 939-948.
- [37] C. Baley, C. Morvan, Y. Grohens, Influence of the absorbed water on the tensile strength of flax fibers, *Macromolecular Symposia*. 222 (2005) 195-202.
- [38] A.. Mohanty, M. M.A, H. G, Biofibres, biodegradable polymers and biocomposites: an overview, *Macromolecular materials and Engineering*. 276 (1) (2000) 1-24.
- [39] A.K. Bledzki, S. Reihmane, J. Gassan, Properties and modification methods for vegetable fibers for natural fiber composites, *Journal of Applied Polymer Science*. 59 (1996) 1329-1336.
- [40] A.K. Bledzki, J. Gassan, Composites reinforced with cellulose based fibres, *Progress in polymer science*. 24 (2) (1999) 221-274.
- [41] D.B. Dittenber, H.V.S. GangaRao, Critical review of recent publications on use of natural composites in infrastructure, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 43 (8) (2012) 1419–1429.
- [42] A.K. Bledzki, S. Reihmane, J. Gassan, Properties and modification methods for vegetable fibers for natural fiber composites, *Journal of applied polymer science*. 59 (8) (1996) 1329-1336.

- [43] O. Faruk, A.K. Bledzki, H.P. Fink, M. Sain, Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000-2010, *Progress in Polymer Science*. 37 (2012) 1552-1596.
- [44] M.J.A. Van Den Oever, N. Bas, L.J.M. Van Soest, C. Melis, J.E.G. Van Dam, Improved method for fibre content and quality analysis and their application to flax genetic diversity investigations, *Industrial Crops and Products*. 18 (2003) 231-243.
- [45] A. Bismarck, I. Aranbefwi-Askargorta, J. Springer, T. Lampke, B. Wielage, A. Stamboulis, I. Shenderovich, H.-H. Limbach, Cellulose Fibers ; Surface Properties and the the Water Uptake Behavior, *Polymer Composites*. 23 (2002) 872-894.
- [46] A. Roudier, K. Charlet, F. Moreno, E. Toussaint, C. Généau-Sbartai, S. Commereuc, A. Béakou, Caractérisation des propriétés biochimiques et hygroscopiques d'une fibre de lin, *Matériaux & Techniques*. 100 (5) (2012) 525-535.
- [47] F. Busnel, Contribution à l'étude de matériaux composites à matrice organique renforcés par des fibres de lin : influence des traitements chimiques sur la liaison interfaciale fibre-matrice, Thèse de doctorat, Lorient. (2006).
- [48] M. Aslan, G. Chinga-Carrasco, B.F. Sørensen, B. Madsen, Strength variability of single flax fibres, *Journal of Materials Science*. 46 (2011) 6344-6354.
- [49] C. Gourier, A. Le Duigou, A. Bourmaud, C. Baley, Mechanical analysis of elementary flax fibre tensile properties after different thermal cycles, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 64 (2014) 159-166.
- [50] K. Charlet, S. Eve, J.P. Jernot, M. Gomina, J. Breard, Tensile deformation of a flax fiber, *Procedia Engineering*. 1 (2009) 233-236.
- [51] J. Andersons, E. Sparņiņš, R. Joffe, L. Wallström, Strength distribution of elementary flax fibres, *Composites Science and Technology*. 65 (2005) 693-702.
- [52] A. Amiri, N. Hosseini, C.. Ulven, D. Webster, Advanced bio-composites made from methacrylated epoxidized sucrose soyate resin reinforced with flax fibers, in: *Proceedings of the 20th International Conference on Composite Materials, Copenhagen, Denmark, 2015*: p. 19-24.
- [53] A. Lefeuvre, A. Bourmaud, C. Morvan, C. Baley, Tensile properties of elementary fibres of flax and glass: Analysis of reproducibility and scattering, *Materials Letters*. 130

- (2014) 289-291.
- [54] C. Baley, Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase, *Composites - Part A: Applied Science and Manufacturing*. 33 (2002) 939-948.
- [55] A. Le Duc, B. Vergnes, T. Budtova, Polypropylene/natural fibres composites: Analysis of fibre dimensions after compounding and observations of fibre rupture by rheo-optics, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 42 (2011) 1727-1737.
- [56] C. Baley, Influence of kink bands on the tensile strength of flax fibers, *Journal of Materials Science*. 39 (2004) 331-334.
- [57] B.M. Pejic, M.M. Kostic, P.D. Skundric, J.Z. Praskalo, The effects of hemicelluloses and lignin removal on water uptake behavior of hemp fibers, *Bioresource Technology*. 99 (2008) 7152-7159.
- [58] A. Duval, A. Bourmaud, L. Augier, C. Baley, Influence of the sampling area of the stem on the mechanical properties of hemp fibers, *Materials Letters*. 65 (2011) 797-800.
- [59] F. Trivaudey, V. Placet, V. Guicheret-Retel, M.L. Boubakar, Nonlinear tensile behaviour of elementary hemp fibres. Part II: Modelling using an anisotropic viscoelastic constitutive law in a material rotating frame, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 68 (2015) 346-355.
- [60] A.R. Sanadi, D.F. Caulfield, R.E. Jacobson, R.M. Rowell, Renewable Agricultural Fibers as Reinforcing Fillers in Plastics: Mechanical Properties of Kenaf Fiber-Polypropylene Composites, *Industrial and Engineering Chemistry Research*. 34 (1995) 1889-1896.
- [61] H. Pande, D.N. Roy, Influence of fibre morphology and chemical composition on the papermaking potential of kenaf fibres: A look at what attributes affect tensile strength, *Pulp & paper Canada*. 99 (1998) 31-34.
- [62] T. Nishino, K. Hirao, M. Kotera, K. Nakamae, H. Inagaki, Kenaf reinforced biodegradable composite, *Composites Science and Technology*. 63 (2003) 1281-1286.
- [63] L. Marrot, A. Lefeuvre, B. Pontoire, A. Bourmaud, C. Baley, Analysis of the hemp fiber mechanical properties and their scattering (Fedora 17), *Industrial Crops and Products*. 51 (2013) 317-327.

- [64] J. Summerscales, N.P.J. Dissanayake, A.S. Virk, W. Hall, A review of bast fibres and their composites. Part 1 - Fibres as reinforcements, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 41 (2010) 1329-1335.
- [65] H.M. Akil, M.F. Omar, A.A.M. Mazuki, S. Safiee, Z.A.M. Ishak, A. Abu Bakar, Kenaf fiber reinforced composites: A review, *Materials and Design*. 32 (2011) 4107-4121.
- [66] M.M. Kabir, H. Wang, K.T. Lau, F. Cardona, Chemical treatments on plant-based natural fibre reinforced polymer composites: An overview, *Composites Part B: Engineering*. 43 (2012) 2883-2892.
- [67] O. Faruk, A.. Bledzki, H.. Fink, M. Sain, Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010, *Progress in Polymer Science*. 37 (11) (2012) 1552-1596.
- [68] A. Mustafa, M.F. Bin Abdollah, F.F. Shuhimi, N. Ismail, H. Amiruddin, N. Umehara, Selection and verification of kenaf fibres as an alternative friction material using Weighted Decision Matrix method, *Materials and Design*. 67 (2015) 577-582.
- [69] I.M. De Rosa, J.M. Kenny, D. Puglia, C. Santulli, F. Sarasini, Tensile behavior of New Zealand flax (*Phormium tenax*) fibers, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 29 (2010) 3450-3454.
- [70] M.G. Aruan Efendy, K.L. Pickering, Comparison of harakeke with hemp fibre as a potential reinforcement in composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 67 (2014) 259-267.
- [71] A. Monti, E. Alexopoulou, *A Multi-Purpose Crop for Several Industrial Applications*, Springer London, London, 2013.
- [72] O. Akampumuza, P.M. Wambua, A. Ahmed, W. Li, X.H. Qin, Review of the applications of biocomposites in the automotive industry, *Polymer Composites*. 38 (2017) 2553-2569.
- [73] A. Chilali, *Etude expérimentale et modélisation de la durabilité des biocomposites à fibres de lin*, Thèse de doctorat, Université de Reims Champagne-Ardenne, France. (2017).
- [74] J. Payen, *Matériaux non tissés*, *Techniques de l'ingénieur*, Réf: N4601 v1. 33 (2013).
- [75] B. Pourdehyimi, R. Dent, A. Jerbi, S. Tanaka, A. Deshpande, *Measuring Fiber*

- Orientation in Nonwovens Part V: Real Webs, *Textile Research Journal*. 69 (1999) 185-192.
- [76] S.. Russel, *Handbook of Nonwovens*, Woodhead Publishing, 2006.
- [77] N. Martin, Contribution à l'étude de paramètres influençant les propriétés mécaniques de fibres élémentaires de lin : Corrélation avec les propriétés de matériaux composites, Thèse de doctorat, Université de Bretagne-Sud. (2014).
- [78] M. Miao, An Experimental Study of the Needled Nonwoven Process Part II: Fiber Transport by Barbed Needles, *Textile Research Journal*. 74 (5) (2004) 394-398.
- [79] M. Miao, H.E. Glassey, M. Rastogi, An Experimental Study of the Needled Nonwoven Process Part III: Fiber Damage Due to Needling, *Textile Research Journal*. 74 (2004) 485-490.
- [80] F. Roussière, L. Vrévin, D. Burr, C. Baley, Etude du comportement mécanique en traction de composites polyester/mats de fibres végétales (lin et chanvre), *Revue des composites et des matériaux avancés*. 18 (2008) 209-214.
- [81] F. Roussière, C. Baley, G. Godard, D. Burr, Compressive and tensile behaviours of PLLA matrix composites reinforced with randomly dispersed flax fibres, *Applied Composite Materials*. 19 (2012) 171-188.
- [82] K.P. Mieck, R. Lützkendorf, T. Reussmann, Needle-punched hybrid nonwovens of flax and PPFibers - Textile semiproducts for manufacturing of fiber composites, *Polymer Composites*. 17 (1996) 873-878.
- [83] H. Hargitai, I. Rácz, R. Anandjiwala, Development of hemp fibre - PP nonwoven composites, *Macromolecular Symposia*. 239 (2006) 201-208.
- [84] K. Oksman, Mechanical properties of natural fibre mat reinforced thermoplastic, *Applied Composite Materials*. 7(5) (2000) 403-414.
- [85] L. Chocinski-Arnault, F. Touchard, G. Martinez, P. Vroman, B. Vermeulen, F. Rault, Non-woven flax fibre composites : microstructure, mechanical behaviour and damage, *JNC 18 - Ecole Centrale Nantes*. (2013) 1-10.
- [86] N. Martin, P. Davies, C. Baley, Evaluation of the potential of three non-woven flax fiber reinforcements: Spunlaced, needlepunched and paper process mats, *Industrial Crops and*

- Products. 83 (2016) 194-205.
- [87] J. Merotte, A. Le Duigou, A. Bourmaud, K. Behlouli, C. Baley, Mechanical and acoustic behaviour of porosity controlled randomly dispersed flax/PP biocomposite, *Polymer Testing*. 51 (2016) 174-180.
- [88] F. Duc, P.E. Bourban, C.J.G. Plummer, J.-A.E. Månson, Damping of thermoset and thermoplastic flax fibre composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 64 (2014) 115-123.
- [89] F. Duc, P.E. Bourban, J.A.E. Månson, Dynamic mechanical properties of epoxy/flax fibre composites, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 33 (2014) 1625-1633.
- [90] M. Assarar, A. El Mahi, J.M. Berthelot, Analysis of the Damping of Sandwich Materials and Effect of the Characteristics of the Constituents, *International Journal of Material Science*. 3 (2013) 61-71.
- [91] M. Assarar, W. Zouari, H. Sabhi, R. Ayad, J.-M. Berthelot, Evaluation of the damping of hybrid carbon–flax reinforced composites, *Composite Structures*. 132 (2015) 148-154.
- [92] M. Assarar, A. El Mahi, J.M. Berthelot, Damping analysis of sandwich composite materials, *Journal of Composite Materials*. 43 (2009) 1461-1485.
- [93] A. Monti, A. El Mahi, Z. Jendli, L. Guillaumat, Experimental and finite elements analysis of the vibration behaviour of a bio-based composite sandwich beam, *Composites Part B: Engineering*. 110 (2017) 466-475.
- [94] A. El-Hafidi, P.B. Gning, B. Piezel, M. Belaïd, S. Fontaine, Determination of dynamic properties of flax fibres reinforced laminate using vibration measurements, *Polymer Testing*. 57 (2017) 219-225.
- [95] G. George, E. Tomlal Jose, D. Åkesson, M. Skrifvars, E.R. Nagarajan, K. Joseph, Viscoelastic behaviour of novel commingled biocomposites based on polypropylene/jute yarns, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 43 (2012) 893-902.
- [96] N. Ni, Y. Wen, D. He, X. Yi, Z. Zhao, Y. Xu, Synchronous improvement of loss factors and storage modulus of structural damping composite with functionalized polyamide nonwoven fabrics, *Materials & Design*. 94 (2016) 377-383.

- [97] J. Zhang, A.A. Khatibi, E. Castanet, T. Baum, Z. Komeily-Nia, P. Vroman, X. Wang, Effect of natural fibre reinforcement on the sound and vibration damping properties of bio-composites compression moulded by nonwoven mats, *Composites Communications*. 13 (2019) 12-17.
- [98] G. Thilagavathi, E. Pradeep, T. Kannaian, L. Sasikala, Development of natural fiber nonwovens for application as car interiors for noise control, *Journal of Industrial Textiles*. 39 (2010) 267-278.
- [99] D. V. Parikh, Y. Chen, L. Sun, Reducing Automotive Interior Noise with Natural Fiber Nonwoven Floor Covering Systems, *Textile Research Journal*. 76 (2006) 813-820.
- [100] H.R. Gu, S.J. Kim, H.A. Kim, Physical Properties of Eco-friendly Kenaf Fiber Imbedded Nonwoven for Automotive Pillar Trim, *Procedia Engineering*. 200 (2017) 45-52.
- [101] M. Küçük, Y. Korkmaz, The effect of physical parameters on sound absorption properties of natural fiber mixed nonwoven composites, *Textile Research Journal*. 82 (2012) 2043-2053.
- [102] R. Atakan, H. Karakaş, S. Sezer, S. İpek, İ. Aravi, C. Yıldırım, E. Şen, Design of nonwoven carpets to upgrade sound isolation features in automobiles, *Autex Research Journal*. 14 (2014) 270-280.
- [103] K. Ghorbani, H. Hasani, M. Zarrebini, R. Saghafi, An investigation into sound transmission loss by polypropylene needle-punched nonwovens, *Alexandria Engineering Journal*. 55 (2016) 907-914.
- [104] M. Kucuk, Y. Korkmaz, Sound absorption properties of bilayered nonwoven composites, *Fibers and Polymers*. 16 (2015) 941-948.
- [105] F. Martínez-Hergueta, A. Ridruejo, C. González, J. Llorca, Numerical simulation of the ballistic response of needle-punched nonwoven fabrics, *International Journal of Solids and Structures*. 106-107 (2017) 56-67.
- [106] F. Martínez-Hergueta, A. Ridruejo, F. Gálvez, C. González, J. Llorca, Influence of fiber orientation on the ballistic performance of needlepunched nonwoven fabrics, *Mechanics of Materials*. 94 (2016) 106-116.
- [107] M.-C. Chang, R.-Y. Horng, H. Shao, Y.-J. Hu, Performance and filtration characteristics

- of non-woven membranes used in a submerged membrane bioreactor for synthetic wastewater treatment, *Desalination*. 191 (2006) 8-15.
- [108] A.F. Montefusco, The use of Nonwovens in air filtration, *Filtration & Separation*. 42 (2005) 30-31.
- [109] M. Langner, A. Greiner, Wet-Laid Meets Electrospinning: Nonwovens for Filtration Applications from Short Electrospun Polymer Nanofiber Dispersions, *Macromolecular Rapid Communications*. 37 (2016) 351-355.
- [110] J. Zhang, R. Luo, Q. Xiang, C. Yang, Compressive fracture behavior of 3D needle-punched carbon/carbon composites, *Materials Science and Engineering: A*. 528 (2011) 5002-5006.
- [111] D. sen Li, H.W. Duan, W. Wang, D. yun Ge, L. Jiang, Q. qian Yao, Strain rate and temperature effect on mechanical properties and failure of 3D needle-punched Carbon/Carbon composites under dynamic loading, *Composite Structures*. 172 (2017) 229-241.
- [112] A. Ridruejo, C. González, J. LLorca, Damage micromechanisms and notch sensitivity of glass-fiber non-woven felts: An experimental and numerical study, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 58 (2010) 1628-1645.
- [113] C. Alves, P.M.C. Ferrão, A.J. Silva, L.G. Reis, M. Freitas, L.B. Rodrigues, D.E. Alves, Ecodesign of automotive components making use of natural jute fiber composites, *Journal of Cleaner Production*. 18 (2010) 313-327.
- [114] A. Hao, H. Zhao, J.Y. Chen, Kenaf/polypropylene nonwoven composites: The influence of manufacturing conditions on mechanical, thermal, and acoustical performance, *Composites Part B: Engineering*. 54 (2013) 44-51.
- [115] A. Ridruejo, C. González, J. LLorca, A constitutive model for the in-plane mechanical behavior of nonwoven fabrics, *International Journal of Solids and Structures*. 49 (2012) 2215-2229.
- [116] A. Ridruejo, C. González, J. Llorca, Micromechanisms of deformation and fracture of polypropylene nonwoven fabrics, *International Journal of Solids and Structures*. 48 (2011) 153-162.

- [117] A. Ridruejo, R. Jubera, C. González, J. Llorca, Inverse notch sensitivity: Cracks can make nonwoven fabrics stronger, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 77 (2015) 61-69.
- [118] S. Sinha-Ray, A.L. Yarin, B. Pourdeyhimi, Meltblown fiber mats and their tensile strength, *Polymer*. 55 (2014) 4241-4247.
- [119] A. Green, *Hypo-elasticity and plasticity*, The Royal Society Publishing. 234 (1956) 46-59.
- [120] Q. Liu, Z. Lu, Z. Hu, J. Li, Finite element analysis on tensile behaviour of 3D random fibrous materials: Model description and meso-level approach, *Materials Science and Engineering A*. 587 (2013) 36-45.
- [121] F. Farukh, E. Demirci, B. Sabuncuoglu, M. Acar, B. Pourdeyhimi, V. V. Silberschmidt, Mechanical analysis of bi-component-fibre nonwovens: Finite-element strategy, *Composites Part B: Engineering*. 68 (2015) 327-335.
- [122] F. Farukh, E. Demirci, B. Sabuncuoglu, M. Acar, B. Pourdeyhimi, V. V. Silberschmidt, Numerical analysis of progressive damage in nonwoven fibrous networks under tension, *International Journal of Solids and Structures*. 51 (2014) 1670-1685.
- [123] F. Farukh, E. Demirci, B. Sabuncuoglu, M. Acar, B. Pourdeyhimi, V. V. Silberschmidt, Numerical modelling of damage initiation in low-density thermally bonded nonwovens, *Computational Materials Science*. 64 (2012) 112-115.
- [124] F. Farukh, E. Demirci, B. Sabuncuoğlu, M. Acar, B. Pourdeyhimi, V. V. Silberschmidt, Characterisation and numerical modelling of complex deformation behaviour in thermally bonded nonwovens, *Computational Materials Science*. 71 (2013) 165-171.
- [125] E. Sozumert, F. Farukh, B. Sabuncuoglu, E. Demirci, M. Acar, B. Pourdeyhimi, V. V. Silberschmidt, Deformation and damage of random fibrous networks, *International Journal of Solids and Structures*. 184 (2020) 233-247.
- [126] J. Xie, X. Chen, Y. Zhang, G. Fang, L. Chen, Experimental and numerical investigation of the needling process for quartz fibers, *Composites Science and Technology*. 165 (2018) 115-123.
- [127] J. Yu, C. Zhou, H. Zhang, A micro-image based reconstructed finite element model of

- needle-punched C/C composite, *Composites Science and Technology*. 153 (2017) 48-61.
- [128] G. Gaiselmann, R. Thiedmann, I. Manke, W. Lehnert, V. Schmidt, Stochastic 3D modeling of fiber-based materials, *Computational Materials Science*. 59 (2012) 75-86.
- [129] G. Gaiselmann, C. Tötzke, I. Manke, W. Lehnert, V. Schmidt, 3D microstructure modeling of compressed fiber-based materials, *Journal of Power Sources*. 257 (2014) 52-64.
- [130] G. Gaiselmann, D. Froning, C. Tötzke, C. Quick, I. Manke, W. Lehnert, V. Schmidt, Stochastic 3D modeling of non-woven materials with wet-proofing agent, *International Journal of Hydrogen Energy*. 38 (2013) 8448-8460.
- [131] L. Song, Y. Zhao, J. Li, L. Chen, W. Geng, X. Chen, Statistics-based full-scale three-dimensional geometric model and fiber length distribution for carbon fiber needled felt, *Journal of Industrial Textiles*. 47 (2018) 1543-1567.
- [132] C.W. De Silva, *Vibration: fundamentals and practice*, CRC press. (2006).
- [133] E.E. Ungar, E.M. Kerwin, Loss factors of viscoelastic systems in terms of energy concepts, *Journal of Acoustical Society of America*. 34 (7) (1962) 954-957.
- [134] J.M. Berthelot, *Dynamics of composite materials and structures*, in: Institute for Advanced Materials and Mechanics, Springer, New York, 1999.
- [135] J.-M. Berthelot, M. Assarar, Y. Sefrani, A. El Mahi, Damping analysis of composite materials and structures, *Composite Structures*. 85 (2008) 189-204.
- [136] H. Daoud, A. El Mahi, J.-L. Rebière, M. Taktak, M. Haddar, Characterization of the vibrational behaviour of flax fibre reinforced composites with an interleaved natural viscoelastic layer, *Applied Acoustics*. 128 (2017) 23-31.
- [137] H. Daoud, A. El Mahi, J.-L. Rebiere, C. Mechri, M. Taktak, M. Haddar, Experimental analysis of the linear and nonlinear vibration behavior of flax fibre reinforced composites with an interleaved natural viscoelastic layer, *Composites Part B: Engineering*. 151 (2018) 201-214.
- [138] K. Cheour, M. Assarar, D. Scida, R. Ayad, X.-L. Gong, Effect of water ageing on the mechanical and damping properties of flax-fibre reinforced composite materials, *Composite Structures*. 152 (2016) 259-266.

- [139] M. Assarar, W. Zouari, R. Ayad, H. Kebir, J.-M. Berthelot, Improving the damping properties of carbon fibre reinforced composites by interleaving flax and viscoelastic layers, *Composites Part B: Engineering*. 152 (2018) 248-255.
- [140] C. Poilâne, Z.E. Cherif, F. Richard, A. Vivet, B. Ben Doudou, J. Chen, Polymer reinforced by flax fibres as a viscoelastoplastic material, *Composite Structures*. 112 (2014) 100-112.
- [141] B. Wielage, T. Lampke, H. Utschick, F. Soergel, Processing of natural-fibre reinforced polymers and the resulting dynamic–mechanical properties, *Journal of Materials Processing Technology*. 139 (2003) 140-146.
- [142] A. Bourmaud, C. Morvan, A. Bouali, V. Placet, P. Perré, C. Baley, Relationships between micro-fibrillar angle, mechanical properties and biochemical composition of flax fibers, *Industrial Crops and Products*. 44 (2013) 343-351.
- [143] J.M. Berthelot, *Composite materials. Mechanical behavior and structural analysis*, Springer, New York, 1999.
- [144] V. Gager, A. Le Duigou, A. Bourmaud, F. Pierre, K. Behlouli, C. Baley, Understanding the effect of moisture variation on the hygromechanical properties of porosity-controlled nonwoven biocomposites, *Polymer Testing*. 78 (2019) 105944.
- [145] V. Gager, D. Legland, A. Bourmaud, A. Le Duigou, F. Pierre, K. Behlouli, C. Baley, Oriented granulometry to quantify fibre orientation distributions in synthetic and plant fibre composite preforms, *Industrial Crops and Products*. 152 (2020) 112548.
- [146] A. El Mahi, M. Assarar, Y. Sefrani, J.-M. Berthelot, Damping analysis of orthotropic composite materials and laminates, *Composites Part B: Engineering*. 39 (2008) 1069-1076.



---

## **Évaluation des performances dissipatives des composites non-tissés à fibres végétales pour des applications « automobile » : analyses expérimentale et numérique**

---

Résumé en français

Cette thèse porte sur l'analyse expérimentale et numérique du comportement mécanique et vibratoire de composites non-tissés à fibres végétales. Nous déterminons tout d'abord leurs propriétés élastiques effectives à l'aide d'essais de traction. Les résultats obtenus mettent en exergue le caractère compétitif des composites non-tissés à fibres végétales par rapport à ceux renforcés par des fibres de verre, en combinant la rigidité avec la densité réduite. Nous analysons par la suite leurs propriétés dissipatives via une analyse modale expérimentale. Cette analyse montre en particulier le grand pouvoir dissipatif des composites non-tissés à fibres végétales. Nous menons ensuite une étude paramétrique sur un composite non-tissé renforcé par des fibres de lin, en faisant varier le taux de porosité ou la fraction volumique des fibres. Les résultats obtenus montrent que ces paramètres jouent un rôle majeur dans la dissipation d'énergie et que la porosité favorise l'absorption des vibrations au sein du composite. Enfin, nous proposons une modélisation numérique par éléments finis, 2D et 2.5D, qui tient compte des caractéristiques géométriques des fibres non-tissées, telles que leur forme, leur longueur et leur orientation ainsi que l'aspect aléatoire des porosités. Les deux modèles numériques proposés respectent bien les pourcentages de fraction volumique des fibres et de la porosité. En se basant sur les résultats expérimentaux, nous estimons, à l'aide d'une démarche inverse, les modules de Young des fibres végétales grâce au modèle 2D et leurs propriétés d'amortissement, via le modèle 2.5D.

---

Mots clés : Composite non-tissé, fibres naturelles, porosité, amortissement, modélisation par éléments finis.

---

### **Evaluation of the dissipative performance of nonwoven natural fibre-reinforced composites for «automotive» applications: experimental and numerical analyses**

Abstract

This thesis deals with the experimental and numerical analysis of the mechanical and damping behaviour of nonwoven composites reinforced with natural fibres. Firstly, their elastic effective properties are determined by means of tensile tests. The obtained results highlight the competitiveness of nonwoven composites reinforced with natural fibres compared to those reinforced with glass fibres, by combining rigidity with reduced density. Then, we investigate their damping properties through free flexural vibration tests. This analyse shows in particular the high damping capacity of nonwoven composites reinforced with natural fibres. After that, we carry out a parametric study on a nonwoven composite reinforced with flax fibres, by varying the porosity content or the fibre volume fraction. The obtained results show that these two parameters have a major influence on the absorption of vibrations and that porosity promotes the energy dissipation within the composite. Finally, we propose 2D and 2.5D finite element models, that take into account the geometrical characteristics of the nonwoven fibres, such as their form, length and orientation as well as the random aspect of the porosities. Both proposed numerical models respect the fibre volume fraction and the porosity content. Based on the experimental results, we estimate, using an inverse approach, the Young's modulus of the natural fibres using the 2D model and their damping properties, via the 2.5D model.

---

Keywords : Nonwoven composite, natural fibres, porosity, damping, finite element modelling

---

***Discipline : MÉCANIQUE DES SOLIDES, GÉNIE MÉCANIQUE, PRODUCTIQUE, TRANSPORT ET GÉNIE CIVIL***

---

***Spécialité : Mécanique***

---

École Nationale d'Ingénieurs de Sfax -

Laboratoire de Mécanique, Modélisation et  
Productique

Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax  
Département de Génie Mécanique  
BP 1173  
3038 Sfax (TUNISIE)

Université de Reims Champagne-Ardenne

Institut de Thermique, Mécanique, Matériaux (EA 7548)

UFR Sciences Exactes et Naturelles  
Moulin de la Housse  
BP 1039  
51687 REIMS Cedex 2

