

**UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À TROIS-RIVIÈRES**

**MESURE DES PROPRIÉTÉS DE BASE D'UN COMPOSITE  
UNIDIRECTIONNEL LIN-ÉPOXY À RENFORT UD-MAT AVEC ÉTUDE  
PRÉLIMINAIRE D'APPLICABILITÉ DE LA THÉORIE DES LAMINÉS POUR  
UN STRATIFIÉ SIMPLE**

**MÉMOIRE PRÉSENTÉ  
COMME EXIGENCE PARTIELLE DE LA  
MAÎTRISE EN GÉNIE  
CONCENTRATION GÉNIE MÉCANIQUE**

**PAR**

**EL MEHDI EL MEKHCHI**

**AOÛT 2024**

Université du Québec à Trois-Rivières

Service de la bibliothèque

Avertissement

L'auteur de ce mémoire, de cette thèse ou de cet essai a autorisé l'Université du Québec à Trois-Rivières à diffuser, à des fins non lucratives, une copie de son mémoire, de sa thèse ou de son essai.

Cette diffusion n'entraîne pas une renonciation de la part de l'auteur à ses droits de propriété intellectuelle, incluant le droit d'auteur, sur ce mémoire, cette thèse ou cet essai. Notamment, la reproduction ou la publication de la totalité ou d'une partie importante de ce mémoire, de cette thèse et de son essai requiert son autorisation.

**UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À TROIS-RIVIÈRES**  
**MAÎTRISE EN INGÉNIERIE – CONCENTRATION GÉNIE MÉCANIQUE**  
**(1542)**

**Direction de recherche :**

Gilbert Lebrun, Professeur, Université du Québec à Trois-Rivières (UQTR)

---

Prénom et nom	directeur de recherche
---------------	------------------------

Mathilde Jean-St-Laurent, Professeur, Université du Québec à Trois-Rivières (UQTR)

---

Prénom et nom	codirecteur de recherche
---------------	--------------------------

**Jury d'évaluation**

Mathilde Jean-St-Laurent, Professeur, UQTR, membre et codirectrice de recherche

---

Prénom et nom	Fonction du membre de jury
---------------	----------------------------

Jean-François Chatelain, Professeur, École de technologie supérieure, membre externe

---

Prénom et nom	Fonction du membre de jury
---------------	----------------------------

Bruno Chabot, Professeur, UQTR, membre

---

Prénom et nom	Fonction du membre de jury
---------------	----------------------------

## REMERCIEMENT

Je souhaite exprimer ma profonde gratitude envers mes directeurs de recherche, Gilbert Lebrun et Mathilde Jean-St-Laurent, pour leur soutien et leurs conseils avisés, qui ont été cruciaux pour mon développement tout au long de mes recherches. Leur apport en termes de financement et la qualité exceptionnelle des conditions de travail qu'ils ont su offrir méritent également d'être soulignés. Je tiens également à remercier chaleureusement Monsieur Jean-François Chatelain pour son soutien et ses conseils précieux, qui ont joué un rôle important dans la réussite de mes diverses expérimentations.

Je voudrais aussi étendre mes remerciements à Jonathan St-Arnaud et Sébastien Lagace pour leur accueil chaleureux, leur soutien technique, et leurs conseils pratiques, sans oublier l'Institut d'Innovations en Écomatériaux, Écoproduits et Écoénergies (I2E3) pour m'avoir donné accès à ses installations et pour l'expertise de son équipe, ce qui a grandement enrichi ma recherche. Ma reconnaissance s'étend aux enseignants du département de génie mécanique et à mon collègue de l'UQTR, Abdelhadi Blal, pour leur aide précieuse.

Un merci tout particulier à Monsieur Serge Plamondon pour son soutien et sa collaboration essentielle dans la réalisation des essais de compression, qui représentaient un véritable défi pour moi, notamment en raison de la complexité de leur mise en place.

Je voudrais également exprimer ma gratitude envers mes parents, Mina et Ahmed, qui m'ont apporté un soutien indéfectible et ont toujours cru en moi tout au long de ce parcours. Leur amour, leur patience et leur encouragement ont été des piliers essentiels dans ma vie et dans la poursuite de mes objectifs.

Enfin, je tiens à adresser un remerciement sincère à toutes les personnes qui ont contribué, de près ou de loin, à l'accomplissement de ce travail.

Merci à vous.

## RÉSUMÉ

Cette recherche, menée au sein du programme de Maîtrise en ingénierie - concentration génie mécanique (programme 1542) de l'Université du Québec à Trois-Rivières, explore les propriétés mécaniques de composites stratifiés de type lin-époxy. Elle se concentre sur la traction, la compression et le cisaillement. L'objectif est de réaliser des modélisations futures avec la méthode des éléments finis pour des composites stratifiés utilisant des renforts de lin développés à l'UQTR. Les composites sont fabriqués à partir de renforts unidirectionnels de lin avec un liant mat, communément appelés UD-mat. Ces matériaux, développés à l'UQTR, sont destinés à l'industrie des matériaux composites.

La méthodologie employée comprend la fabrication des renforts, le moulage des plaques, la découpe des éprouvettes et la conduite des essais de caractérisation mécanique tels que, les essais de traction, de compression, et de cisaillement pour évaluer les propriétés élastiques et les résistances à la rupture. Les données obtenues ont été utilisées pour alimenter un modèle par éléments finis préliminaire avec le logiciel ABAQUS dans le but d'initier les simulations et de vérifier la précision de celles-ci pour le stade linéaire initial du chargement en traction.

Les résultats expérimentaux ont mis en évidence un comportement bilinéaire en traction longitudinale et une augmentation de la rigidité et de la résistance dans le sens transversal (comparativement aux composite UD de lin sans la présence du mat), en plus des comportements non linéaires en compression et en cisaillement. Les comportements obtenus sont conformes aux standards ASTM en termes de propriétés obtenues et de modes de défaillance admissibles. La comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques révèle des similitudes dans le comportement mécanique à faibles niveaux de déformation, mais également des divergences dues aux limitations de la modélisation numérique employée.

En résumé, cette étude enrichit la littérature sur les composites à fibres naturelles en fournissant des connaissances approfondies sur le comportement mécanique des composites unidirectionnels fait de renforts de type UD-mat. Elle met en lumière l'impact spécifique du mat sur les propriétés mécaniques de ces composites et ouvre de nouvelles perspectives pour leur utilisation et la suite de leur développement.

## TABLE DES MATIÈRES

REMERCIEMENT .....	I
RÉSUMÉ .....	II
TABLE DES MATIÈRES .....	IV
LISTE DES FIGURES.....	VII
LISTE DES TABLEAUX.....	XI
LISTE DES SYMBOLES ET ABREVIATIONS .....	XIII
LISTE DES VARIABLES .....	XIV
CHAPITRE 1 - INTRODUCTION .....	1
CHAPITRE 2 - REVUE DE LA LITTÉRATURE .....	4
2.1 - Composites à fibres naturelles .....	4
2.2 - Les fibres naturelles .....	4
2.2.1 - Les fibres végétales.....	5
2.2.2 - Composition chimique.....	6
2.2.3 – Structure d’une fibre végétale .....	8
2.2.4 - Caractéristiques physiques.....	10
2.2.5 - Caractéristiques mécaniques.....	11
2.3 - Composites à matrice polymère renforcée par des fibres de lin .....	14
2.4 - Comportement mécanique des composites à fibres de lin .....	19
2.4.1 - Comportement mécanique en traction .....	19

2.4.2 - Comportement mécanique en compression .....	25
2.4.3 - Comportement mécanique en cisaillement .....	28
2.5 - Modélisation du comportement mécanique des composites à fibres de lin.....	30
2.5.1 - Modèles analytiques .....	31
2.5.2 - Modèles numériques .....	32
2.6 - Conclusion .....	40
CHAPITRE 3 -    METHODE EXPERIMENTALE .....	41
3.1 - Matériaux .....	41
3.1.1 - La fibre de lin :.....	41
3.1.2 - La résine :.....	41
3.2 - Fabrication des renforts Lin UD-Mat : .....	42
3.3 - Moulage des plaques composites.....	47
3.4 - Essais de caractérisation .....	53
3.4.1 - Essai de traction :.....	54
3.4.2 - Essai de compression:.....	57
3.4.3 - Essai de cisaillement :.....	61
3.5 - Modèle numérique :.....	63
3.5.1 - Modèle de comportement: .....	64
3.5.2 – Géométrie :.....	66
3.5.3 – Chargement et conditions aux limites de l’essai :.....	66
3.5.4 Maillage : .....	67
3.6 - Modèle Analytique.....	68



CHAPITRE 4 -	RESULTATS ET DISCUSSION.....	70
4.1 -	Introduction :.....	70
4.2 -	Essais de traction .....	70
4.2.1 -	Essai de traction longitudinale.....	70
4.1.2 -	Essais de traction transversale.....	76
4.2 -	Essais de compression .....	81
4.2.1 -	Essais de compression longitudinale .....	81
4.2.2 -	Essais de compression transversale .....	85
4.3 -	Essais de cisaillement .....	88
4.4 -	Comparaison entre les résultats d'un modèle éléments finis et les essais de traction .....	91
4.5 -	Comparaison des modules d'élasticité ( $E_x$ et $E_y$ ) obtenus par le modèle analytique, le modèle par éléments finis et les essais de traction.....	95
CHAPITRE 5 -	CONCLUSIONS.....	96
5.1	Récapitulatif des résultats d'essais obtenus .....	96
5.2	Implications pratiques, limitations et recommandations.....	97
5.3	Perspectives de recherche future.....	98
CHAPITRE 6 -	RÉFÉRENCES ET BIBLIOGRAPHIE .....	100

## LISTE DES FIGURES

Figure 2.1 : Classification des fibres naturelles selon leur origine [10].....	5
Figure 2.2 : Différentes sources de fibres végétales [2]. .....	6
Figure 2.3 : Structure de la fibre de lin [12, 13].....	10
Figure 2.4 : Comparaison de la résistance spécifique et de la rigidité des fibres naturelles avec celles des fibres synthétiques les plus résistantes [8]. .....	13
Figure 2.5 : La courbe typique d'une fibre élémentaire de lin soumise à un essai de traction [18]. .....	15
Figure 2.6 : Configuration du lin dans les matériaux composites : (a) Mat, (b) mèche, (c) tissu, (d) monofilament et (e) fil à l'origine des renforts UD et tissés [19]. .....	17
Figure 2.7 : Influence du procédé de fabrication sur les propriétés en traction des composites [8]. .....	18
Figure 2.8 : Courbe typique obtenue pour un composite unidirectionnel lin/époxy dans un essai de traction dans le sens longitudinal [38].....	22
Figure 2.9 : Courbe typique obtenue pour un composite unidirectionnel lin/époxy dans un essai de compression dans le sens longitudinal [23].....	26
Figure 2.10 : Courbe typique obtenue pour un composite unidirectionnel lin/époxy dans un essai de compression dans le sens transversal [23]. .....	26
Figure 2.11 : Courbe typique obtenue pour un composite unidirectionnel lin/époxy dans un essai de compression dans les sens longitudinal et transversal [25]. .....	27
Figure 2.12 : Comportement en cisaillement dans la direction longitudinale [25]. .....	29
Figure 2.13 : Comportement en cisaillement dans la direction longitudinale [23]. .....	29
Figure 2.14 : Comportement en cisaillement dans la direction transversale [23]. .....	30
Figure 2.15 : Comparaison des courbes de contrainte-déformation longitudinales des stratifiés lin/époxy obtenues expérimentalement avec les courbes prédictives. (a) $[0/90]_{2s}$ , (b) $[0/90/\pm 45]_s$ , et (c) $[\pm 45]_{2s}$ [47]. .....	32

Figure 2.16 : Hiérarchie de la modélisation multi-échelle [46].	33
Figure 2.17 : Comparaison des résultats expérimentaux et de simulation numérique des tests de traction sur des échantillons de lin (tissu)/époxy sous les directions : (a) 0°, (b) 45° et (c) 90°[44].	36
Figure 2.18 : Courbes de contrainte-déformation en traction de composites unidirectionnels lin/polypropylène [49].	38
Figure 2.19 : Courbes de contrainte-déformation en flexion des composites unidirectionnels lin/polypropylène [49].	38
Figure 2.20 : Modèle par éléments finis d'un composite lin-époxy [50].	39
Figure 2.21 : Courbes de la contrainte de traction expérimentale et simulée des composites lin/époxy à renforts tissés [50].	39
Figure 3.1 : Processus de fabrication de la couche unidirectionnelle (UD) de lin.	43
Figure 3.2 : Processus de préparation de la couche mat de lin.	44
Figure 3.3 : Liaison entre les couches UD et mat par le procédé utilisant la formette dynamique : (a) Positionnement de la couche UD dans le cylindre essoreur, (b) Illustration du renfort à la fin du processus.	45
Figure 3.4 : Renfort UD Lin-Mat (0.15 m x 0.31 m), (a) Vue de dessus montrant la couche UD, (b) Vue de dessous montrant la couche Mat.	47
Figure 3.5 : Configuration du moule pour le processus de moulage par transfert de résine (RTM).	48
Figure 3.6 : Préparation du moule et disposition des renforts avant le moulage par transfert de résine (RTM).	50
Figure 3.7 : Processus de dégazage sous vide et préparation du système d'injection de résine.	51
Figure 3.8 : Plaque moulée avec orientation $[0]_8$ et pourcentage volumique de fibre ( $V_f$ ) de $40,71 \pm 0,47$ .	52
Figure 3.9 : Dimensions d'une éprouvette de traction selon la norme ASTM D3039 [52].	55

Figure 3.10 : Dispositif expérimental (essai de traction).....	56
Figure 3.11 : Dimensions des essais de compression selon la norme ASTM-D6641 [41]. .....	58
Figure 3.12 : Configuration des essais de compression selon ASTM D6641 [41], avec jauges uniaxiale et biaxiale pour la mesure de la déformation : (a) vue de devant, (b) vue de l'arrière.....	59
Figure 3.13 : Montage de l'essai de compression.....	60
Figure 3.14 : Emplacement des jauges de déformation pour les essais de cisaillement dans le plan.....	62
Figure 3.15 : Chargement et conditions aux limites. ....	67
Figure 3.16 : Maillage de l'éprouvette en stratifié de $[\pm 45]_4$ renforcé par des plis unidirectionnels de lin UD-Mat/époxy.....	68
Figure 3.17 : Représentation des axes principaux et des axes de pli pour un stratifié $[\pm 45]_4$ sous une orientation $\theta$ .....	68
Figure 4.1 : Courbe typique contrainte-déformation en traction pour les composites à base de fibres UD Lin-mat dans le sens longitudinal.....	71
Figure 4.2 : Courbes de contrainte pour les jauges longitudinale et transversale en traction longitudinale ( $0^\circ$ ) pour le composite lin UD-mat $[0]_8$ . ....	72
Figure 4.3 : Courbe présentant la relation entre la déformation transversale et la déformation longitudinale pour la détermination du coefficient de Poisson en traction longitudinale pour le composite lin UD-mat $[0]_8$ .....	72
Figure 4.4 : Mécanismes de défaillance observés en traction longitudinale à $0^\circ$ . ....	75
Figure 4.5 : Image MEB des mécanismes de défaillance en traction longitudinale à $0^\circ$ . 75	
Figure 4.6 : Courbe typique contrainte-déformation en traction transversale ( $90^\circ$ ) pour le composite lin UD-mat $[0]_8$ .....	77
Figure 4.7 : Courbes de contrainte pour les jauges longitudinale et transversale en traction transversale ( $90^\circ$ ) pour le composite lin UD-mat $[0]_8$ . ....	77

Figure 4.8 : Courbe montrant la relation entre la déformation transversale et la déformation longitudinale pour la détermination du coefficient de Poisson en traction transversale pour le composite lin UD-mat [0] <sub>8</sub> . .....	78
Figure 4.9 : Mécanismes de défaillance observés en traction dans le sens transversal à 90° : (a) vue de face, (b) vue de la facette. ....	79
Figure 4.10 : Image MEB de la facette de rupture en traction dans le sens transversal 90°. .....	80
Figure 4.11 : Courbe typique contrainte-déformation en compression pour les composites à base de fibres UD Lin-Mat [0] <sub>8</sub> dans le sens longitudinal à 0°. .....	81
Figure 4.12 : Courbes contrainte-déformation pour les jauges longitudinale et transversale en compression longitudinale (0°) pour le composite lin UD-mat [0] <sub>8</sub> . ....	82
Figure 4.13 : Courbe montrant la relation entre la déformation transversale et la déformation longitudinale pour la détermination du coefficient de Poisson en compression longitudinale pour le composite lin UD-mat [0] <sub>8</sub> . .....	82
Figure 4.14 : Mécanismes de défaillance observés en compression dans le sens longitudinal: a) Analyse des modes de rupture conformes à la norme ASTM D6641, b) représentation en vue latérale et c) représentation en vue frontale d'une éprouvette cassée. ....	85
Figure 4.15 : Courbe typique contrainte-déformation en compression dans le sens transversal (90°) pour un composite de type lin UD-mat [0] <sub>8</sub> . ....	86
Figure 4.16 : Mécanismes de défaillance observés en compression dans le sens transversal à 90°. .....	86
Figure 4.17 : Image MEB des mécanismes de défaillance en compression transversale à 90°. .....	87
Figure 4.18 : Courbe type contrainte-déformation (contrainte en cisaillement) pour un composite de type lin UD-mat réalisé à l'aide d'une éprouvette [±45] <sub>4</sub> . .....	89
Figure 4.19 : Mécanismes de défaillance observés lors des essais de cisaillement sur une éprouvette [±45] <sub>4</sub> . .....	90
Figure 4.20 : Image MEB des mécanismes de défaillance en cisaillement sur une éprouvette [±45] <sub>4</sub> . .....	91

Figure 4.21 : Courbe contrainte-déformation en cisaillement obtenue de l'essai $[\pm 45]_4$ .	92
Figure 4.22 : La distribution de la contrainte $S_{12}$ .	94
Figure 4.23 : Distribution du critère de rupture de la matrice.	94

## LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1 : La composition chimique de différentes fibres végétales [9].	8
Tableau 2.2 : Morphologie des fibres végétales [11].	11
Tableau 2.3 : Les propriétés mécaniques des fibres végétales et de la fibre de verre en traction [15].	12
Tableau 2.4: Travaux portant sur la caractérisation mécanique des composites à base de fibres de lin.	20
Tableau 2.5 : Les propriétés mécaniques en traction des composites à base de fibres de lin.	23
Tableau 2.6 : Les propriétés mécaniques en compression des composites à base de fibres de lin.	28
Tableau 2.7 : Les propriétés mécaniques en cisaillement des composites à base de fibres de lin.	30
Tableau 3.1 : Propriétés physiques de la résine époxy 820 et du durcisseur sélectionné 824, et de leur mélange.	42
Tableau 3.2 : Séquence d'empilement des plis pour chaque plaque avec le nombre de couches respectif ainsi que leur pourcentage volumique de fibre $V_f$ (%).	53
Tableau 3.3 : Différents tests mécaniques pour caractériser les paramètres de rigidité d'un pli de base.	54
Tableau 3.4 : Propriétés de base d'un pli du composite de type lin UD-mat/époxy.	64
Tableau 3.5 : Paramètres de critère de Hashin pour les composites Lin (UD)/époxy.	66
Tableau 4.1 : Propriétés en traction du composite lin UD-MAT (sens longitudinal $0^\circ$ ).	73

Tableau 4.2 : Propriétés en traction du composite lin UD-MAT (sens transversal 90°). .	78
Tableau 4.3 : Propriétés en compression du composite lin UD-MAT (sens longitudinal 0°). .....	83
Tableau 4.4 : Propriétés en compression du composite lin UD-mat (sens transversal à 90°). .....	88
Tableau 4.5 : Propriétés en cisaillement du composite lin UD-MAT (sens longitudinal 0°). .....	89
Tableau 4.6 : Modules d'élasticité $E_x$ et $E_y$ calculés pour un stratifié $[\pm 45]_4$ selon les essais expérimentaux, les équations analytiques et le modèle numérique. ....	95

## LISTE DES SYMBOLES ET ABREVIATIONS

ASTM : Société américaine pour les essais des matériaux

CFN : Composites à base de fibres naturelles

CLT : Théorie Classique des Laminés

MEB : Microscopie Électronique à Balayage

MHE : Milieu homogène équivalent

RTM : Moulage par transfert de résine

UD : Fibres Unidirectionnelles

UDM : Deux couches liées (unidirectionnel à liant mat)

UQTR : Université du Québec à Trois-Rivières

V.E.R : Volume Élémentaire Représentatif

$V_f$  : Fraction volumique de fibre



## LISTE DES VARIABLES

Symbole	Description	Unité
$V_f$	Pourcentage volumique de fibres	GPa
N	Nombre de plis	GPa
$W_f$	Densité surfacique des renforts	
h	Epaisseur de la plaque	
$\rho_f$	Densité des fibres	
$E_1$	Module d'élasticité dans la direction 1	GPa
$E_2$	Module d'élasticité dans la direction 2	GPa
$E_{it}$	Module d'élasticité dans la direction i en traction	GPa
$E_{ic}$	Module d'élasticité dans la direction i en compression	GPa
$\epsilon_{1rt}$	Allongement à la rupture dans la direction longitudinale en traction	%
$\epsilon_{2rt}$	Allongement à la rupture dans la direction transversale en traction	%
$\epsilon_{1rc}$	Allongement à la rupture dans la direction longitudinale en compression	%
$\epsilon_{2rc}$	Allongement à la rupture dans la direction transversale en compression	%
$\nu_{12}$	Coefficient de Poisson entre les directions 1 et 2	Sans unité
$\epsilon_{ti}$	Déformation transversale au point i	%
$\epsilon_{li}$	Déformation longitudinale au point i	%
$B_y$	Pourcentage de flexion	%
$\epsilon_{11(1)}$	Déformation longitudinale au point 1 de la jauge 1	%
$\epsilon_{11(2)}$	Déformation longitudinale au point 1 de la jauge 2	%
$F_{it}$	Contrainte en traction dans la direction i	MPa
$F_{ic}$	Contrainte en compression dans la direction i	MPa
$P_f$	Charge maximale avant la rupture	N
W	Largeur de l'échantillon	mm
$P_1$	Charge correspond à la déformation longitudinale $\epsilon_{11}$	N

$P_2$	Charge correspond à la déformation longitudinale $\epsilon_{12}$	N
$F_6$	Contrainte à la rupture en cisaillement	MPa
$P_m$	Charge maximale correspond à 5% de la déformation totale en cisaillement	N
A	Aire de la section transversale de l'échantillon	mm <sup>2</sup>
$G_{12}$	Module de cisaillement entre les directions 1 et 2	GPa
$\gamma_6$	Allongement à la rupture en cisaillement	%
$\gamma_{12,i}$	Allongement en cisaillement au point	%
$X_t$	Contrainte à la rupture en traction longitudinale	MPa
$Y_t$	Contrainte à la rupture en traction transversale	MPa
$X_c$	Contrainte à la rupture en compression longitudinale	MPa
$Y_c$	Contrainte à la rupture en compression transversale	MPa
$S_L$	Contrainte à la rupture en cisaillement longitudinal	MPa
$S_T$	Contrainte à la rupture en cisaillement transversal	MPa
$\sigma_{12}$	Contrainte de cisaillement	MPa
$\sigma_{11}$	Contrainte de traction	MPa
$\sigma_{22}$	Contrainte de compression	MPa
$F_f^c$	Rupture de la fibre en compression	Sans unité
$F_m^t$	Rupture de la matrice en traction	Sans unité
$F_m^c$	Rupture de la matrice en compression	Sans unité
m	Cosinus de l'angle d'orientation du pli par rapport à l'axe de sollicitation	Rad
n	sinus de l'angle d'orientation du pli par rapport à l'axe de sollicitation	Rad

## CHAPITRE 1 - INTRODUCTION

L'innovation dans le domaine des matériaux composites s'oriente de plus en plus vers l'exploitation des ressources renouvelables et la réduction de l'impact environnemental des matériaux, répondant ainsi à une urgence globale de développement durable. Les matériaux composites, en particulier, sont au cœur de nombreuses innovations technologiques, offrant des solutions alternatives aux matériaux traditionnels plus lourds et moins écologiques. L'utilisation des fibres naturelles comme renforts dans les composites gagne en popularité, soutenue par des recherches qui soulignent leurs propriétés mécaniques, physiques et thermiques [2]. En particulier, la fibre de lin se distingue par ses performances mécaniques supérieures et sa disponibilité, offrant un bon compromis entre coût, légèreté et efficacité pour des applications structurelles [1, 2]. Ces avantages permettent à la fibre de lin de concurrencer, et parfois de surpasser, des fibres synthétiques telles que la fibre de verre dans certains domaines d'application [2].

Malgré ces atouts, l'intégration à grande échelle des fibres naturelles dans des structures complexes demeure un défi, principalement en raison de la variabilité de leur comportement mécanique, de leur propension à absorber l'humidité et des difficultés d'adhésion avec les matrices polymères [3]. Ces défis ont mené à un accroissement significatif des publications scientifiques visant à surmonter les obstacles pour une intégration efficace de ces composites dans des environnements structurels exigeants [4]. Les études ont exploré diverses configurations de renforts, des agencements unidirectionnels simples allant à des structures en tissus et mats plus élaborées, dans le but de trouver la combinaison optimale alliant résistance et adaptabilité [1, 2].

À cet égard, l'Université du Québec à Trois-Rivières (UQTR) travaille depuis plusieurs années au développement de composites innovants renforcés par des configurations de renforts combinant une couche unidirectionnelle (UD) de lin à un mat de lin utilisés comme liant [5]. Parmi les avantages de ces renforts, les composites lin UD-mat obtenus exploitent la résistance des fibres unidirectionnelles tout en intégrant

l'isotropie des mats pour maintenir les fibres UD entre elles lors du préformage tout en améliorant les propriétés mécaniques dans le sens travers des fibres UD. Cela permet une conception améliorée des pièces, offrant ainsi une alternative intéressante aux renforts UD et tissés traditionnels [8].

Ce travail de recherche s'inscrit dans cette dynamique d'innovation, visant cette fois à évaluer plus en détails l'impact de l'intégration du mat sur diverses propriétés mécaniques (en tension et compression dans les directions longitudinale et transversale aux fibres de même qu'en cisaillement) et la performance des composites à renforts unidirectionnels (UD). Il vise aussi à développer un ensemble complet de propriétés mécaniques utiles pour les travaux futurs de modélisation par éléments finis. Elle vise plus précisément à établir les propriétés mécaniques de base du pli élémentaire, lesquelles permettront d'étudier et de modéliser, dans la suite des travaux, le comportement mécanique de stratifiés plus complexes par la méthode des éléments finis. Enfin, ce travail initie des modèles très simples (sur un stratifiée  $[\pm 45]_4$ ) pour vérifier l'applicabilité de la théorie classique des laminés à ce nouveau type de renfort, à travers le calcul des modules d'élasticité en traction, comparés aux résultats de la modélisation numérique et aux essais expérimentaux.

Ce travail se subdivise comme suit : le premier chapitre, consacré à une revue de la littérature, analyse de manière approfondie les composites à fibres naturelles, mettant particulièrement l'accent sur les composites renforcés par des fibres végétales. Cette section explore divers aspects, tels que les différentes fibres naturelles, leur composition chimique, ainsi que leurs propriétés physiques et mécaniques. Elle examine également les recherches existantes sur le comportement mécanique des composites renforcés par des fibres de lin, et se penche sur les modèles utilisés pour reproduire le comportement mécanique de ces composites. Ceci débute par l'examen des modèles analytiques proposés jusqu'à présent pour ensuite se focaliser la modélisation par éléments finis.

Le deuxième chapitre expose la méthodologie expérimentale, englobant la fabrication des renforts de lin UD-mat, ainsi que les divers essais de caractérisation en statique des plis de base. Ces essais englobent les trois principaux types d'essais, à savoir la traction, la compression et le cisaillement, réalisés dans le but de constituer une base de données qui sera ultérieurement utilisée pour la modélisation par la méthode des éléments finis dans Abaqus.

Le troisième chapitre est dédié à la présentation des résultats, tant pour les essais de caractérisation que pour la modélisation numérique. Il présente également une discussion des résultats, les comparant avec les différentes études existantes portant sur de renforts de même nature.

Enfin, une conclusion générale est formulée, rappelant le cadre de l'étude, les principales méthodes employées, ainsi que les différents résultats obtenus concernant le comportement mécanique des composites à renforts UD-mat. Des perspectives sont proposées pour la poursuite de ce travail de recherche.

## CHAPITRE 2 - REVUE DE LA LITTÉRATURE

### 2.1 - Composites à fibres naturelles

Les composites à fibres naturelles (CFN), faits de fibres telles que le lin, le chanvre et le bois, se distinguent de leurs homologues synthétiques par plusieurs caractéristiques remarquables. Provenant de ressources renouvelables, ces fibres se caractérisent par des densités relativement faibles, des coûts réduits et un faible impact environnemental [1-2]. Leur attrait s'est accru dans divers secteurs tels que l'aéronautique, l'automobile, la construction et les équipements sportifs, en raison de leurs propriétés mécaniques intrinsèques (rapports module d'élasticité/densité et résistance/densité) comparables à celles de certaines fibres synthétiques [2-9]. Cependant, bien qu'elles présentent des avantages indéniables, elles font face à des défis tels que la dispersion de leur morphologie, la stabilité thermique, la faible interface fibre/matrice dans les composites, et la variabilité de leurs propriétés liée à l'origine naturelle des fibres [1-2]. Malgré ces défis, le marché des CFN connaît une croissance rapide, suscitant un intérêt croissant pour leur intégration dans diverses applications industrielles [9]. À ce jour, les applications s'étendent à divers secteurs, notamment l'industrie automobile, où les fibres de lin, de chanvre ou de kenaf sont utilisées dans la fabrication de certaines pièces de véhicules [9]. De même, le secteur du bâtiment privilégie les composites à base de bois pour une multitude d'applications en construction [9].

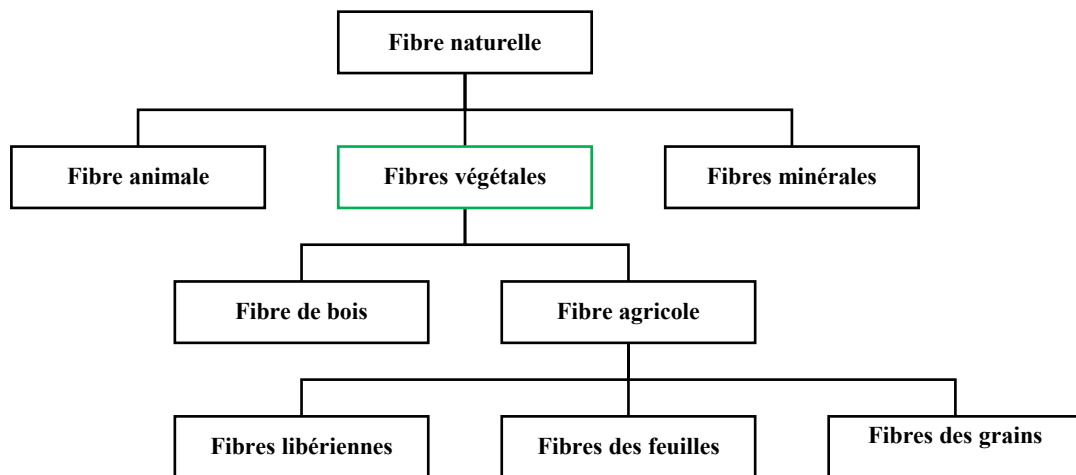
### 2.2 - Les fibres naturelles

Comme leur appellation le suggère, la plupart des fibres naturelles sont des matières renouvelables et biodégradables [10]. Elles englobent des fibres provenant de diverses sources, classées en trois catégories principales en fonction de leur origine :

- Les fibres végétales, également connues sous le nom de fibres cellulosiques, issues de plantes, telles que le lin.

- Les fibres animales, également désignées comme sources de protéines, à l'instar de la soie.
- Les fibres minérales, comme l'amiante.

Les fibres végétales se déclinent en diverses sous-catégories comme le montre la Figure 2.1 qui représente un arbre de classification des fibres naturelles en fonction de leur origine.



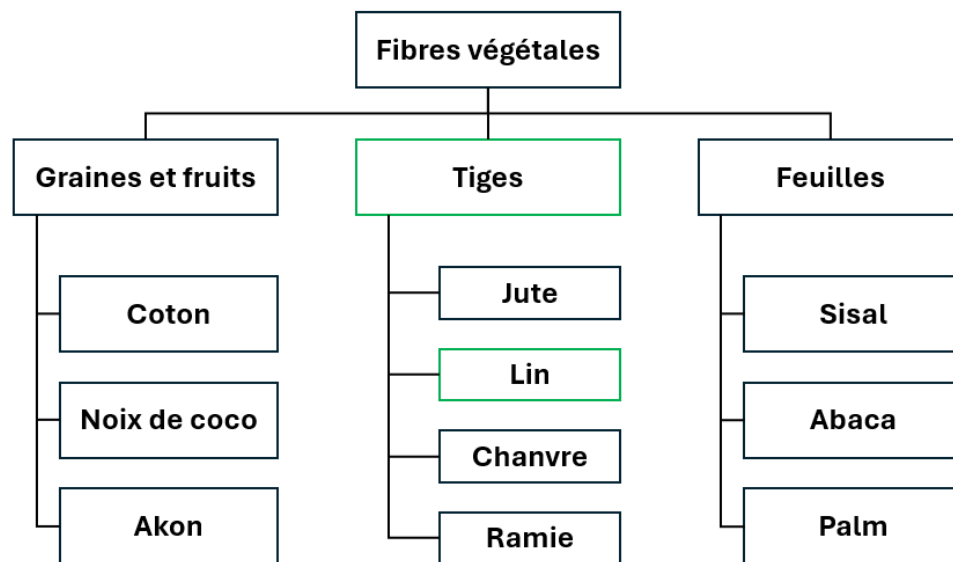
**Figure 2.1 : Classification des fibres naturelles selon leur origine [10].**

### ***2.2.1 - Les fibres végétales***

Tel que le montre la Figure 2.2, les fibres végétales proviennent d'une variété de sources [1-2], notamment :

- Les fibres de feuilles : issues des déchets de plantes monocotylédones, ces fibres sont caractérisées par leur rigidité. Les types les plus couramment cultivés comprennent le sisal et l'abaca.
- Les fibres libériennes : dérivées des tiges des plantes dicotylédones, elles confèrent une rigidité essentielle aux tiges des plantes. Les fibres les plus répandues sont le lin, le jute, la ramie, le kenaf et le chanvre.

- Les fibres de graines (enveloppes de fruits) : généralement présentes à la surface de la tige, du fruit ou du grain, ces fibres comprennent des exemples tels que le coton et la noix de coco.



**Figure 2.2 : Différentes sources de fibres végétales [2].**

Parmi ces trois catégories de fibres, le lin et le chanvre ont fait l'objet de recherches approfondies. Cependant, leur utilisation reste limitée à quelques applications spécifiques, telles que la fabrication de textiles biologiques, de composites renforcés pour l'industrie automobile et de matériaux de construction écologiques [9].

### ***2.2.2 - Composition chimique***

Les fibres végétales présentent une structure et une composition chimique complexes, reflétant la diversité biologique des plantes dont elles sont issues. Elles comportent plusieurs composants, chacun contribuant de manière distincte aux propriétés physiques et mécaniques des fibres. Les éléments chimiques majeurs de cette composition incluent la cellulose, l'hémicellulose, la lignine, ainsi que d'autres composés tels que la pectine et la cire. La répartition de ces éléments varie significativement en fonction de



l'espèce végétale, l'âge de la plante et la partie spécifique de la plante d'où proviennent les fibres, appelée organe [2].

- Cellulose :

La cellulose, en tant que composant principal, joue un rôle central dans la structure des fibres végétales. Elle confère une rigidité et une résistance importantes aux fibres, en assurant une organisation linéaire des chaînes de polymères. En effet, les molécules de cellulose sont disposées de manière alignée et parallèle les unes aux autres, formant des chaînes de cellulose sous forme de ligne continue à l'intérieur de la fibre. La présence abondante de cellulose contribue à la robustesse des fibres végétales.

- Hémicellulose :

Les hémicelluloses sont des composés polysaccharidiques qui accompagnent la cellulose. Elles facilitent l'absorption d'eau par les fibres et participent activement à des processus tels que la biodégradation. Cette composante apporte une certaine flexibilité aux fibres et peut influencer leur réponse à l'humidité.

- Lignine :

Les lignines sont des polymères hydrophobes qui renforcent la paroi des fibres. Elles jouent un rôle crucial dans la résistance mécanique et la protection contre les agents environnementaux [2].

- Pectine :

Les pectines sont des polysaccharides amorphes qui forment une matrice avec les microfibrilles de cellulose et les hémicelluloses. Elles favorisent la rétention d'eau dans la paroi des fibres, ce qui confère une plus grande souplesse aux fibres et les aide à maintenir leur intégrité structurelle face aux variations environnementales [2].

La variabilité de la composition chimique des fibres végétales est inhérente à leur diversité botanique. Le Tableau 2.1 énumère les proportions des composants énoncés précédemment dans quelques fibres végétales. Généralement, la cellulose représente une part importante de la composition chimique totale. Les proportions de lignine et d'hémicellulose varient également de manière significative d'une fibre à l'autre. Cette diversité dans les proportions chimiques confère à chaque type de fibre naturelle des propriétés mécaniques spécifiques, influençant ainsi leur comportement lors de la fabrication des composites, tel que la dispersion dans la matrice, l'adhérence à la matrice, la réactivité chimique, la déformation et la consolidation des fibres, et pendant leur utilisation dans diverses applications industrielles [10].

**Tableau 2.1 : La composition chimique de différentes fibres végétales [9].**

<b>Fibre</b>	<b>Cellulose (%)</b>	<b>Hémicellulose (%)</b>	<b>Pectine (%)</b>	<b>Lignine (%)</b>
Lin	83,3	11,3	-	2,3
Cotton	82,7-90	5,7	-	< 2
Chanvre	55-77	3,7-13	0,8	14-22,4
Bagasse	46	24,5	2,4	19,5
Bambou	41,8	59,8	1,5	29,3
Jute	45-71,5	13,6-21	0,5-2,0	12-26
Kenaf	56,81-79,30	9,69-13,59	-	7,22-18,27

### ***2.2.3 – Structure d'une fibre végétale***

À l'échelle microscopique, la structure d'une fibre végétale peut être conceptualisée comme un matériau composite de forme tubulaire, révélant une organisation complexe qui influe directement sur ses propriétés mécaniques et sa fonctionnalité. Comme le

montre la Figure 2.3, la fibre se divise essentiellement en trois composants distincts : une paroi primaire mince, une paroi secondaire épaisse et un lumen central [2].

- Paroi Primaire :

La paroi primaire, d'une épaisseur généralement comprise entre 0,1  $\mu\text{m}$  et 0,5  $\mu\text{m}$ , [11, 15] est située à la périphérie de la fibre. Elle joue un rôle crucial dans la structuration globale et est principalement composée de pectines, de lignine, d'hémicellulose et de cellulose avec quelques microfibrilles de cellulose disposées sans orientation privilégiée. Ces éléments confèrent à la paroi primaire ses propriétés mécaniques et structurelles.

- Paroi Secondaire :

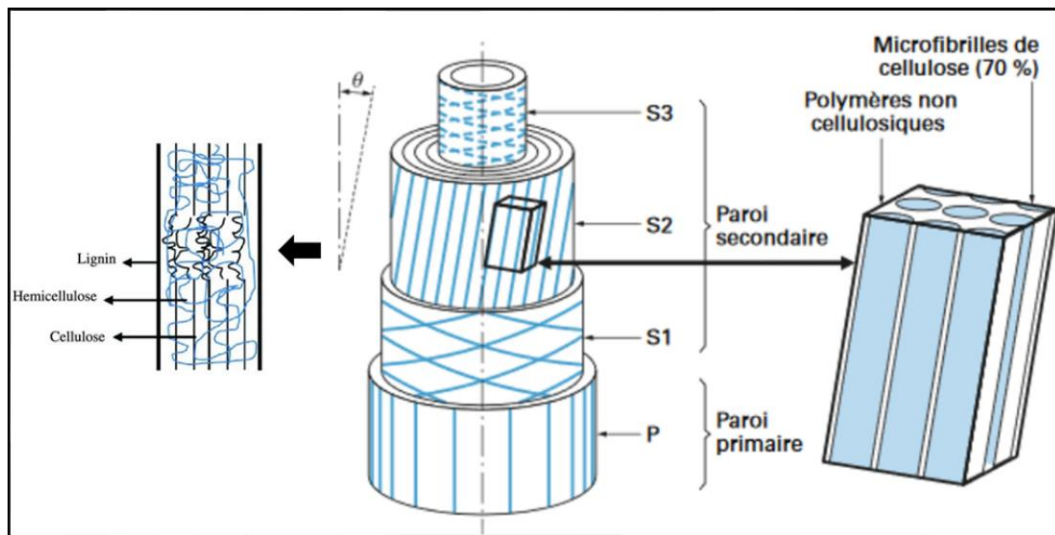
La paroi secondaire, constituant environ 80% de la section de la fibre, est la composante prédominante. Elle présente une composition chimique similaire à celle de la paroi primaire, mais avec une teneur en pectine réduite. Cette paroi est organisée en différentes couches comportant des microfibrilles orientées dans différentes directions (Figure 2.3), chaque couche ayant des caractéristiques spécifiques. Dans le cas du lin, la paroi secondaire se compose de trois couches distinctes : S1, S2, et S3 [11, 15] :

- S1 : Couche externe d'une épaisseur variant entre 0,5  $\mu\text{m}$  et 2  $\mu\text{m}$ .
- S2 : Couche intermédiaire, la plus significative, avec une épaisseur entre 5  $\mu\text{m}$  et 10  $\mu\text{m}$ . Cette couche gouverne principalement les propriétés mécaniques de la fibre.
- S3 : Couche interne d'une épaisseur comprise entre 0,5  $\mu\text{m}$  et 1  $\mu\text{m}$ .

- Lumen Central :

Le lumen central, situé au cœur de la fibre, contient, pendant la phase de croissance, le cytoplasme et le noyau cellulaire, qui disparaissent une fois la fibre arrivée à maturité [15]. Le lumen facilite la circulation de l'eau, et sa taille permet de déterminer la qualité

et le degré de maturité de la fibre. La Figure 2.3 montre la paroi secondaire du lin, mettant en évidence les différentes couches S1, S2, et S3. Ces couches se distinguent par l'angle micro-fibrillaire ( $\theta$ ) formé par les microfibrilles de cellulose, affectant ainsi les propriétés mécaniques de la fibre. Un angle d'inclinaison plus faible favorise la résistance et la rigidité longitudinales, tandis qu'un angle plus important favorise l'allongement à la rupture. Dans le cas du lin, la couche S2, avec un angle d'inclinaison des microfibrilles d'environ  $10^\circ$ , conditionne principalement les propriétés mécaniques de la fibre [11, 15].



**Figure 2.3 : Structure de la fibre de lin [12, 13].**

#### **2.2.4 - Caractéristiques physiques**

Les propriétés physiques des fibres végétales, y compris leur morphologie caractérisée par la longueur, le diamètre et la densité, jouent un rôle dans le transfert efficace des contraintes aux interfaces fibre-matrice dans les composites. Toutefois, il est important de noter que ces caractéristiques morphologiques sont étroitement liées à la composition chimique des fibres. La diversité morphologique des fibres peut, en effet, être vue comme un reflet de leur composition chimique variée, qui est elle-même influencée par plusieurs facteurs environnementaux, tels que les conditions de croissance de la plante,

son origine dans la biomasse et son état de maturité [11]. Le Tableau 2.2 détaille la morphologie des fibres végétales, mettant en évidence des caractéristiques telles que la longueur et le diamètre.

**Tableau 2.2 : Morphologie des fibres végétales [11].**

Fibre	Longueur (mm)		Diamètre ( $\mu\text{m}$ )		Rapport
	Valeur	Moyenne	Valeur	Moyenne	L/d
Lin	4 - 80	33	5 - 76	19	1500
Jute	0,8 - 6	3	15 - 25	20	150
Chanvre	5 - 55	25	10 - 51	25	1000
Noix de coco	0,3 - 1	0,7	12 - 24	20	350
Ramie	40 - 250	120	16 - 126	50	2400
Coton	15 - 56	18	12 - 25	20	900

Le tableau indique que les fibres de lin, de chanvre, de ramie et de coton se caractérisent par une longueur supérieure aux fibres de jute et de noix de coco, avec un rapport longueur/diamètre atteignant 1500 pour les fibres de lin. Cette propriété revêt une importance significative dans le contexte des composites unidirectionnels (UD), où le rapport L/d de la fibre et une surface de contact adéquate entre les fibres et la matrice sont essentielles pour assurer un transfert de charge efficace [11].

### ***2.2.5 - Caractéristiques mécaniques***

Les données du Tableau 2.3 montrent une variation importante des propriétés mécaniques pour un même type de fibres. Ces variations compliquent la sélection des fibres naturelles et s'expliquent par l'effet important de certains paramètres sur le comportement mécanique des fibres [14]. Ces paramètres peuvent être regroupés en trois catégories distinctes :

- Paramètres liés à l'état naturel de la fibre, englobant des aspects tels que les conditions de culture de la plante, le taux d'humidité de la fibre, les défauts présents comme les

nœuds et les courbures excessives, le pourcentage de zones cristallines et amorphes, la composition chimique, les angles des microfibrilles, et la position de la fibre dans la tige.

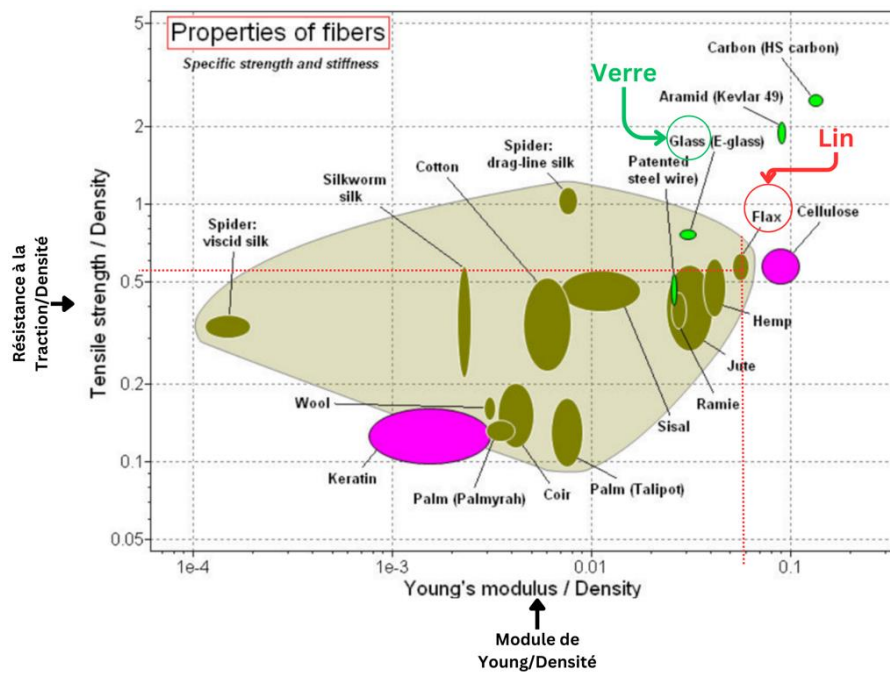
- Paramètres liés aux processus d'obtention de la fibre, se référant aux méthodes d'extraction des fibres, soulignant l'importance du processus d'extraction dans la détermination des propriétés mécaniques finales.
- Paramètres liés aux essais, contrôlés pendant la caractérisation, comprenant des éléments tels que les conditions d'essai, la longueur des fibres testées, la vitesse de déformation et le type d'essai.

**Tableau 2.3 : Les propriétés mécaniques des fibres végétales et de la fibre de verre en traction [15].**

<b>Fibre</b>	<b>Densité (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Résistance en traction (MPa)</b>	<b>Module d'élasticité (GPa)</b>
Bagasse	0,8 – 1	250 – 300	17 – 20
Ramie	1,4-1,5	400 – 938	61-128
Chanvre	1,1-1,6	285 – 1735	14,4-44,0
Kenaf	0,6-1,5	223 - 1191	11 – 60
Lin	1,3-1,5	340 – 1600	25 – 81
Oil Palm	0,7-1,6	50 – 400	0,6 – 9,0
Jute	1,3-1,5	393 – 773	13 – 26,5
Bamboo	1,2-1,5	500 - 575	27 – 40,0
Cotton	1,5-1,6	287 – 800	5,5 – 12,6
Sisal	1,3-1,6	468 - 640	9,4 – 22
Sugarcane	1,1-1,6	170 – 350	5,1 – 6.2
Coir	1,2-1,6	170 - 230	3,0 – 7,0
Banana	0,5-1,5	711 - 789	4,0 – 32,7
Verre	2,55	1956	78.5

Les données du Tableau 2.3 mettent en évidence des valeurs exceptionnellement élevées pour le module d'élasticité de certaines fibres, lequel varie entre 0.6 GPa et 128

GPa. La Figure 2.4, issue de l'étude comparative réalisée par Ashby en 2008 [8], offre une visualisation graphique du positionnement de la résistance et du module d'élasticité spécifiques (rapport propriété/densité) des fibres végétales par rapport aux fibres synthétiques. Cette représentation met en lumière le potentiel des fibres végétales, en particulier le lin, en termes de résistance et de rigidité par rapport aux fibres synthétiques. En effet, le lin, avec son module d'élasticité élevé, montre une performance comparable, voire supérieure, à certaines fibres synthétiques (notamment le verre), comme le montre la Figure 2.4.



**Figure 2.4 : Comparaison de la résistance spécifique et de la rigidité des fibres naturelles avec celles des fibres synthétiques les plus résistantes [8].**

En outre, la faible densité des fibres végétales, par rapport aux fibres synthétiques, contribue à renforcer leur attrait en offrant des performances mécaniques élevées tout en réduisant le poids des pièces finales. Cette caractéristique cruciale dans des domaines tels que l'aérospatiale et l'automobile souligne le potentiel des fibres végétales en tant qu'alternatives écologiques et performantes.

Avant d'explorer les composites réalisés avec ces fibres, il est nécessaire de comprendre leur comportement mécanique. Selon la littérature, plusieurs études s'accordent sur le fait que le comportement en traction des fibres végétales, notamment le lin, est non linéaire [16-17]. La Figure 2.5 montre une courbe typique contrainte-déformation, issue des travaux de Thuault [18], d'une fibre élémentaire de lin soumise à un essai de traction. Cette courbe présente deux parties linéaires séparées par une zone non linéaire, réparties comme suit :

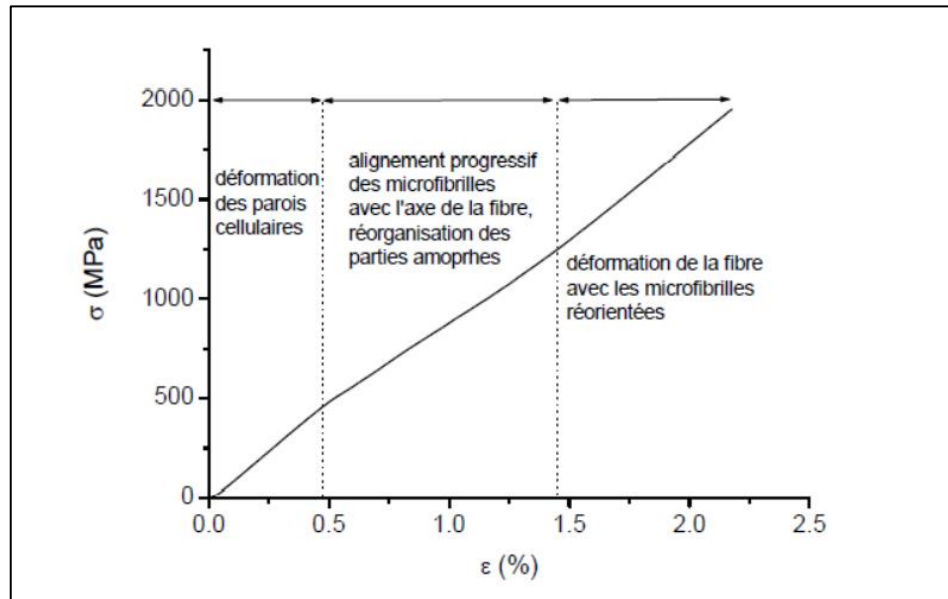
- La première partie linéaire de la courbe est attribuée à une déformation élastique des parois cellulaires de la fibre.
- La deuxième partie, non linéaire, est due à une déformation visco-élasto-plastique de la fibre. Cela provient d'un réarrangement par cisaillement des parties amorphes, principalement constituées de pectines, d'hémicelluloses et de lignine, initié par l'alignement des microfibrilles de cellulose selon l'axe de la fibre.
- La troisième partie, de nouveau linéaire, représente la déformation élastique des microfibrilles alignées. Cette phase est accompagnée d'une déformation viscoélastique de la matrice.

Puisque notre étude se concentre sur les fibres de lin, la section suivante sera dédiée à la description des composites renforcés par le lin.

### **2.3 - Composites à matrice polymère renforcée par des fibres de lin**

Les composites à fibres de lin se distinguent au sein des matériaux composites à base de fibres naturelles (CFN), notamment par leur engagement environnemental tout au long de leur cycle de vie : de leur culture, caractérisée par une faible utilisation d'intrants chimiques et une consommation d'eau modérée, jusqu'à leur fin de vie, marquée par une biodégradabilité remarquable [19]. Ces fibres sont choisies pour leurs propriétés mécaniques exceptionnelles, leur légèreté et leur biodégradabilité, conférant aux





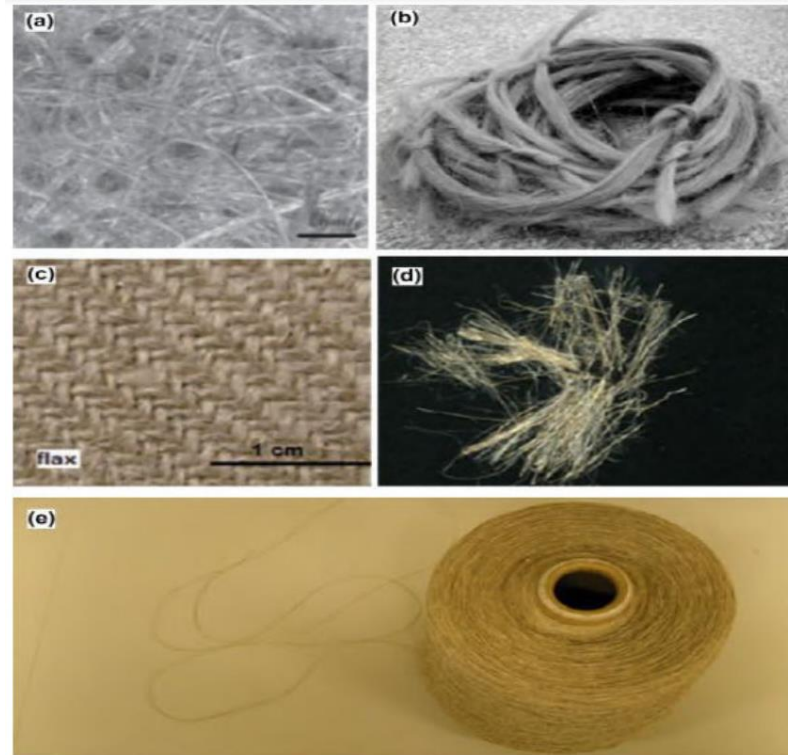
**Figure 2.5 : La courbe typique d'une fibre élémentaire de lin soumise à un essai de traction [18].**

composites une combinaison synergique de résistance et de légèreté compétitive avec celle des fibres synthétiques [15]. Les composites renforcés par des fibres de lin sont reconnus comme des alternatives écologiques aux composites à fibres de verre et émergent comme solution durable dans divers secteurs industriels [20]. Jusqu'à présent, diverses études ont exploré les fibres de lin comme renfort de différentes architectures, telles que :

- Mats (Figure 2.6a): Les mats sont des renforts faits de fibres orientées aléatoirement dans le plan du renfort. Ils sont généralement utilisés pour leur facilité de manutention et leur capacité à s'adapter à des formes complexes. Cependant, la disposition aléatoire des fibres entraîne des propriétés mécaniques isotropes, ce qui peut ne pas être optimal pour des applications exigeant une résistance dans une direction spécifique.
- Mèches (Figure 2.6b): Les mèches sont des fibres de lin rassemblées en bouquets continus. Elles sont adaptées pour des procédés tels que la pultrusion, où la résistance à la traction dans la direction des fibres est maximale. Le défaut de ce type de renfort est que la résistance dans la direction transversale est considérablement réduite.

- Tissus (Figure 2.6c) : Les tissus comportent une distribution biaxiale des fibres et offrent ainsi une résistance plus équilibrée. Ils sont idéaux pour des applications où le composite sera soumis à des charges multidirectionnelles. Le procédé de tissage, cependant, peut introduire des ondulations dans les fibres, ce qui réduit légèrement leurs propriétés mécaniques.
- Monofilaments (Figure 2.6d): Les monofilaments sont des fibres élémentaires continues qui peuvent être alignées pour maximiser la résistance mécanique dans une direction spécifique. Ils sont moins courants dans les composites renforcés de lin mais peuvent être utilisés dans des applications spécialisées où la résistance à la traction dans le sens des fibres est critique.
- Les fils continus (Figure 2.6e): Les fils sont composés de multiples fibres tordues à divers degrés (pour donner la continuité et la résistance au fil) et sont utilisés pour créer divers types de renforts (UD, tissus) comprenant les orientations souhaitées des fibres. Ils offrent un bon équilibre entre souplesse et résistance à la traction, faisant d'eux un choix approprié pour une large gamme d'applications.
- Renforts Unidirectionnels (UD) : Les renforts UD, composés de fils alignés, maximisent la résistance mécanique et la rigidité dans une direction spécifique. Ils sont idéaux pour les applications exigeant une haute résistance en traction ou en flexion le long d'un axe principal. Cependant, ces renforts ont une résistance réduite dans les directions perpendiculaires, ce qui peut nécessiter l'utilisation de matériaux hybrides ou de configurations multi-couches pour améliorer la performance du composite.

À partir de ces renforts, divers procédés de fabrication des composites ont été utilisés, incluant des techniques manuelles telles que la pulvérisation de fibres courtes (moulage au contact), le moulage sous vide (sac à vide), l'autoclave, l'enroulement filamentaire, la pultrusion continue, ainsi que des méthodes en moule fermé comme le moulage par injection des thermoplastiques, le moulage par transfert de résine (RTM, pour "resin transfer molding") et le moulage par compression [21].



**Figure 2.6 : Configuration du lin dans les matériaux composites : (a) Mat, (b) mèche, (c) tissu, (d) monofilament et (e) fil à l'origine des renforts UD et tissés [19].**

L'étude approfondie menée par EL Sawi et al. [22] souligne l'influence significative de certaines techniques sur les propriétés mécaniques des composites renforcés de lin. Leurs recherches se concentrent en particulier sur deux méthodes de moulage distinctes : l'autoclave et le moulage par compression. Ils mettent en évidence des modules d'Young assez proches pour les deux procédés, tout en démontrant une efficacité accrue du moulage par compression, notamment en ce qui concerne la réduction de la porosité dans les pièces.

Les propriétés spécifiques de résistance et de module d'élasticité pour divers types de procédés et de composites sont présentées à la Figure 2.7 dans la représentation graphique d'Ashby [8]. L'analyse de ces données révèle que les composites fabriqués à partir de préimprégnés offrent les meilleures propriétés mécaniques parmi les matériaux

étudiés. En particulier, le procédé (RTM) avec une matrice thermodurcissable et des renforts unidirectionnels se distingue par ses performances élevées, se classant juste derrière les préimprégnés en termes de propriétés mécaniques. Il est important de noter l'influence significative du type de matrice sur les propriétés mécaniques des composites. Les matrices thermodurcissables, telles que l'époxy, sont connues pour conférer une résistance mécanique supérieure par rapport aux matrices thermoplastiques [2, 10]. Cette supériorité est due à la structure chimique des thermodurcissables qui, une fois durcie, ne peut être refondue, ce qui leur confère une grande stabilité dimensionnelle et une excellente tenue mécanique à haute température. En revanche, les composites à matrice thermoplastique, bien qu'ils offrent une meilleure résistance aux chocs et une plus grande facilité de recyclage, présentent généralement des propriétés mécaniques inférieures [2]. Par conséquent, la sélection de la matrice est cruciale pour optimiser les performances mécaniques des composites en fonction de l'application visée.

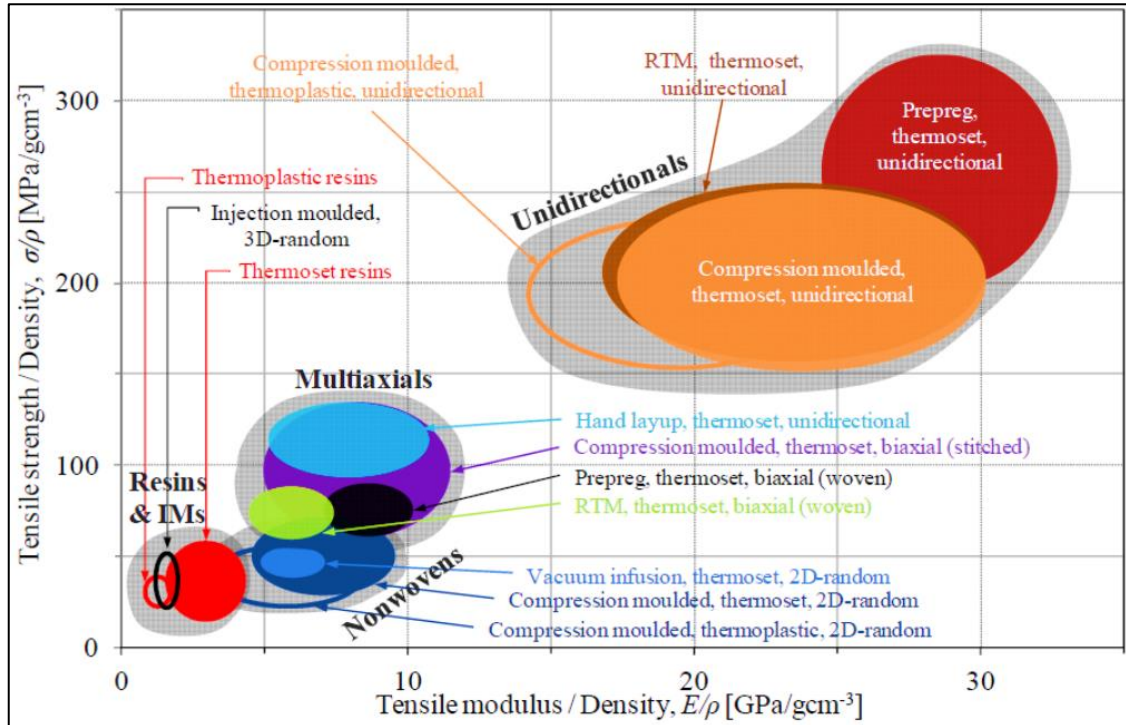


Figure 2.7 : Influence du procédé de fabrication sur les propriétés en traction des composites [8].

## **2.4 - Comportement mécanique des composites à fibres de lin**

La réussite de l'intégration des composites renforcés par des fibres de lin dans des structures à haute performance repose fondamentalement sur une compréhension précise de leur comportement mécanique. À ce jour, un nombre considérable d'études ont été conduites pour caractériser ce comportement, la plupart se concentrant sur les composites à fibres de lin imprégnées par des matrices thermodurcissables [8-32], thermoplastiques [33-35] et hybrides [36]. Par ailleurs, plusieurs études ont examiné ces composites dans diverses configurations, en explorant l'utilisation des renforts tels que des mats, des renforts UD et des tissus. Le Tableau 2.4 résume certaines de ces recherches en exposant la configuration des renforts étudiés, les procédés de moulage utilisés et les essais mécaniques réalisés. Une synthèse des résultats obtenus est présentée aux sections 2.4.1 à 2.4.3.

### ***2.4.1 - Comportement mécanique en traction***

Le comportement mécanique en traction des composites à fibres de lin s'avère complexe et influencé par divers paramètres tels que la structure du renfort, la qualité de l'interface fibre-matrice, la fraction volumique de fibres, le comportement intrinsèque de la fibre, le type de matrice utilisé, et le procédé de moulage employé [23].

D'après la littérature, les courbes contrainte-déformation en traction de divers composites de lin, qu'ils soient constitués de tissus, de renforts unidirectionnels (UD) ou de mats, présentent un comportement non linéaire. Hugues et al. [24] montrent les courbes contrainte-déformation pour des composites unidirectionnels de type lin/époxy dans la direction longitudinale. Les courbes ont révélé deux phases linéaires distinctes, séparées par une phase non linéaire, indiquant un comportement bilinéaire. Cette observation a été confirmée par plusieurs autres chercheurs [8-32,38,39]. La Figure 2.8 illustre une courbe typique contrainte-déformation obtenue pour un composite unidirectionnel lin-époxy lors

**Tableau 2.4: Travaux portant sur la caractérisation mécanique des composites à base de fibres de lin.**

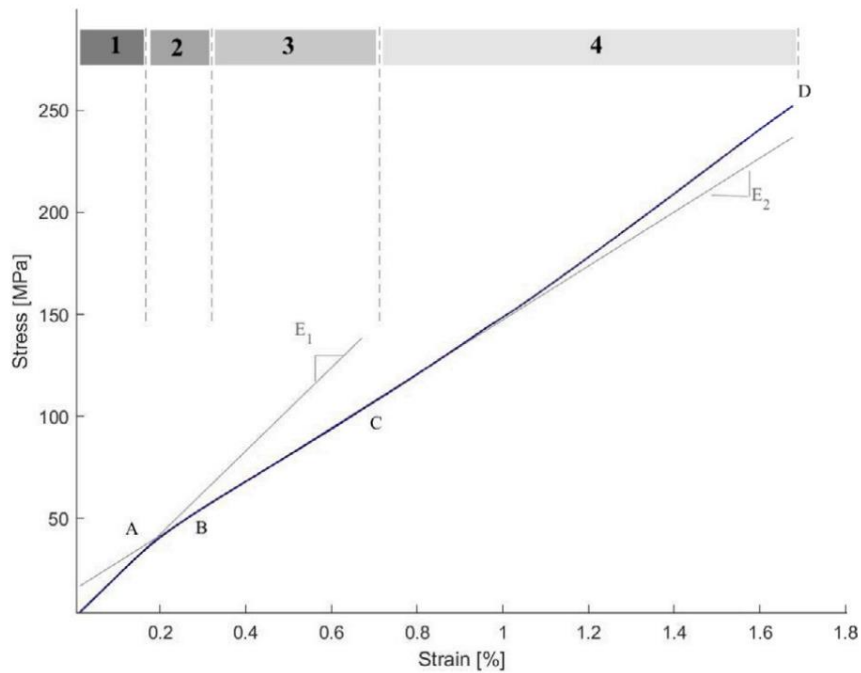
<b>Auteurs</b>	<b>Matériaux</b>	<b>Procédés de fabrication</b>	<b>Essai</b>
Habibi et al. [8]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Lin (UD)/époxy</li> <li>• Lin (UD)- mat/époxy</li> </ul>	RTM	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Traction</li> </ul>
Saadati et al. [23]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Lin (UD)/époxy</li> </ul>	Compression	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Compression</li> <li>• Traction</li> <li>• Cisaillement</li> </ul>
Hugues et al. [24]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Lin (UD)/époxy</li> </ul>	Compression	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Traction</li> </ul>
Liang et al. [25]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Lin (UD)/époxy</li> <li>• Tissu Lin/époxy</li> </ul>	Compression	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Traction</li> <li>• Compression</li> <li>• Cisaillement</li> </ul>
Assarar et al. [26]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Lin (UD) /époxy</li> </ul>	Compression	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Traction</li> </ul>
Guillaume et al. [27]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Lin (Espèce Hermès) (UD)/époxy</li> <li>• Lin (Espèce Andrea) (UD)/époxy</li> <li>• Lin (Espèce Marylin) (UD)/époxy</li> </ul>	Compression	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Traction</li> </ul>
Bernaoui et al. [28]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Lin (UD)- mat/époxy</li> </ul>	RTM	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Traction</li> </ul>
Poilâne et al. [29]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Lin (UD) pré-imprégnées/époxy</li> <li>• Lin (Tissu) pré-imprégnées/époxy</li> </ul>	Compression	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Traction</li> </ul>
Steven et al. [30]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Tissu Lin/époxy</li> </ul>	Autoclave	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Traction</li> </ul>
Bensadoun et al. [31]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Tissu (Toile) Lin/époxy</li> <li>• Tissu (Sergé) Lin/époxy</li> <li>• Lin (UD)/époxy</li> </ul>	RTM	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Traction</li> </ul>
Ameri et al. [32]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Lin (UD)- papier/époxy</li> <li>• Lin (UD)/époxy</li> </ul>	RTM	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Traction</li> </ul>

d'un essai de traction dans le sens longitudinal, mettant en évidence le comportement bilinéaire caractéristique et quatre zones distinctes [38] :

- Zone 1 : Réponse élastique linéaire, jusqu'à 0,15% de déformation, associée au module élastique initial  $E_1$ .
- Zone 2 : Zone de transition entre les points A et B (entre 0,15% et 0,3% de déformation).
- Zone 3 : Deuxième réponse élastique linéaire entre les points B et C (entre 0,3% et 0,7% de déformation) identifiant le module élastique secondaire apparent  $E_2$ .
- Zone 4 : Légère augmentation de la rigidité au-dessus du point C jusqu'à la rupture au point D.

Ces différentes zones résultent du comportement linéaire élastique du composite dans la première phase, suivie d'une déformation visco-élasto-plastique (partiellement irréversible) des fibres dans la deuxième phase non linéaire. Celle-ci inclue un réalignement progressif des microfibrilles dans la direction de l'axe de traction et un réarrangement des parties amorphes dans la paroi cellulaire des fibres. La troisième phase linéaire correspond à la réponse élastique du composite dans la nouvelle configuration des microfibrilles des fibres (orientées suivant l'axe de sollicitation). La quatrième phase, quant à elle, représente la capacité accrue du matériau à résister à des charges plus élevées, ce qui mène finalement à la rupture [38].

De manière similaire, Carpenter et al. [39] ont examiné le comportement mécanique de composites à fibres de lin faits de différentes structures, notamment des fils de lin non torsadés, à deux brins (des fils composés de deux fils de lin individuels torsadés ensemble pour former un unique fil renforcé), à torsion élevée et à torsion moyenne. Les résultats montrent que le composite à fils non torsadés montre des propriétés mécaniques supérieures dans divers essais, tels que la flexion, la compression, et la traction, par rapport aux autres configurations de fils de lin. Ils signalent également un comportement bilinéaire



**Figure 2.8 : Courbe typique obtenue pour un composite unidirectionnel lin/époxy dans un essai de traction dans le sens longitudinal [38].**

de la courbe contrainte-déformation en traction, avec trois régions marquées par des zones de transition comme à la Figure 2.8. Les résultats montrent aussi que le début précoce du comportement non linéaire se produit à des déformations différentes pour les composites faits des différents types de fils, avec une sévérité différente du passage entre les différentes zones.

Le Tableau 2.5 présente un résumé des propriétés mécaniques obtenues pour des composites à fibres de lin pour diverses configurations de renforts. Malgré les similitudes, une variabilité marquée des propriétés est mise en évidence dans plusieurs études. Cette variabilité est due à plusieurs facteurs, notamment les caractéristiques intrinsèques des fibres, telles que leur résistance à la traction, leur module d'élasticité, et leur durabilité, qui varient selon les conditions de croissance [27], les défis liés à l'adhésion entre les fibres et la matrice [37], le traitement préalable des fibres [28], ainsi que les méthodes de fabrication [22]. Par exemple, Coroller et al. [27] ont étudié des composites



**Tableau 2.5 : Les propriétés mécaniques en traction des composites à base de fibres de lin.**

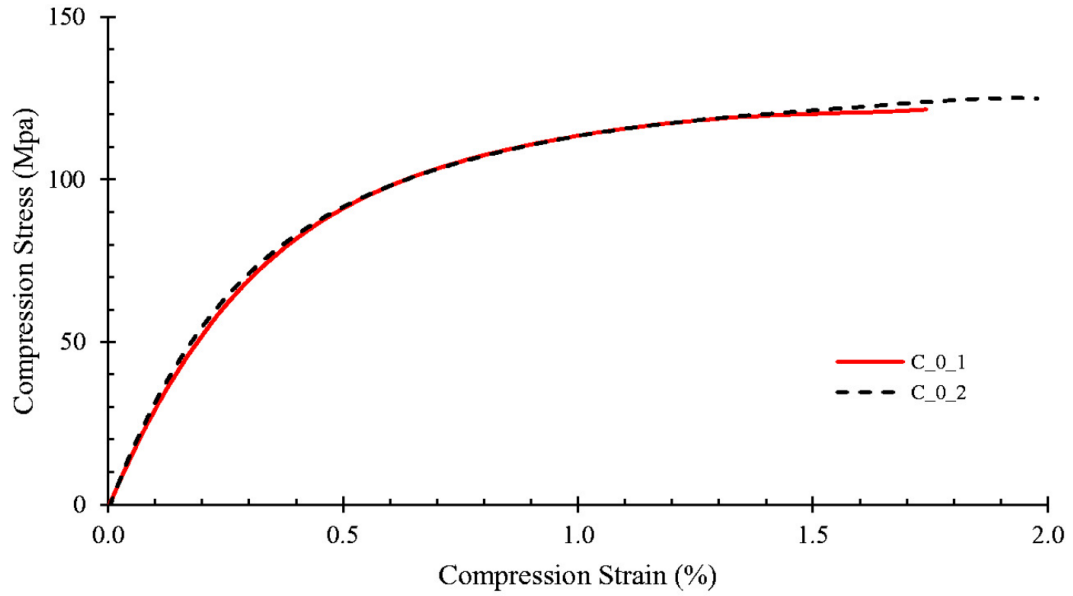
Renfort	Matrice	Vf (%)	Module de traction longitudinal (GPa)	Module de traction transversal (GPa)	Résistance - Traction longitudinale (MPa)	Résistance - traction transversale (MPa)	Procédé de moulage	Réf
Lin (Mat)	Epoxy	20	7,68	-	90,40	-	RTM	[8]
		30	9,86	-	98,29	-		
		40	10,95	-	107,62	-		
Lin (UD)	Epoxy	20	17,30	3,65	202,87	42,73	RTM	[23]
		30	24,81	3,29	268,11	39,88		
		40	30,24	3,06	329,33	36,53		
Lin (UD-Mat)	Epoxy	20	13,38	6,92	168,49	83,62	RTM	[8]
		30	17,91	9,12	209,56	90,92		
		40	21,54	10,13	257,12	99,55		
Lin (UD)	Epoxy	50	25 25	- -	275 (110°C) 307 (150°C)	- -	Autoclave	[22]
Lin (UD)	Epoxy	50	25 25	- -	275 (110°C) 307 (150°C)	- -	Moulage par compression	[22]
Lin (UD espèce Hermès)	Epoxy	22	13	-	208	-	Moulage par compression	[27]
		42	22	-	362	-		
		51	26	-	408	-		
Lin (UD espèce Andrea)	Epoxy	23	11	-	165	-	Moulage par compression	[27]
		36	20	-	207	-		
		51	28	-	290	-		
Lin (UD espèce Marylin)	Epoxy	36	24	-	271	-	Moulage par compression	[27]
		48	31	-	348	-		
		54	34	-	364	-		
Lin (Mat-dr (degré de fibrillation)) : (0,200,400,50 0,100,1500)	Epoxy	40	8.65	-	110.78	-	RTM	[28]
			8.47	-	114.08	-		
			8.53	-	120.75	-		
			8.86	-	124.83	-		
			9.12	-	105.85	-		
			8.25	-	93.32	-		
Lin (UD) (Tex400)	Epoxy	57	26,3	-	260	-	Moulage par compression	[29]
Lin (UD) (Tex105)	Epoxy	60	27,5	-	298	-	Moulage par compression	[29]
Lin (Tissu 1/19) (Tex42)	Epoxy	60	33,1	-	357	-	Moulage par compression	[29]
		59	33,3	-	339	-		
		64	33,6	-	331	-		
		60	31,8	-	330	-		
Lin (Tissu 1/8) (Tex42)	Epoxy	46	23,1	-	235	-	Moulage par compression	[29]
Lin (Tissu)	Epoxy	50	10	-	104	-	Moulage par compression	[30]
Lin (Toile)	Epoxy	40	13	-	138	-	RTM	[31]
Lin (Sergé)		40	13	-	126	-		
Lin (UD)		40	27	-	250	-		
Lin (UD)	Acide polylactique (PLA)	44.4	20.10	-	339	-	Moulage par compression	[33]
Lin (UD)-Papier	PLA	44 (Lin), 10 papiers	21.80	-	316.7	-	Moulage par compression	[33]
Lin (UD) Verre (UD)	Polystère	21.7	-	3.62	-	12.6	Moulage par compression	[37]
		21.4	-	5.98	-	15.2		

unidirectionnels faits de trois types de lin (Hermès, Andrea et Marilyn) et révélant d'importantes différences mécaniques en termes de résistance à la traction et de module d'élasticité entre ces variétés. Habibi et al. [8] ont observé que l'ajout de mat sur les renforts unidirectionnels influençait significativement les propriétés en traction dans la direction transversale, diminuant les propriétés longitudinales dans les composites faits uniquement de renforts lin UD. Ameri a exploré les composites lin UD-papier/époxy et lin UD/époxy, mettant en évidence des différences dans les propriétés mécaniques qui dépendent fortement de la composition et du traitement des renforts [32]. Mbakop et al. [33] ont étudié l'effet des paramètres de compaction sur la perméabilité à la résine et les propriétés mécaniques en traction et en flexion des composites unidirectionnels renforcés de lin UD-MAT, démontrant des variations notables selon les conditions de traitement [33].

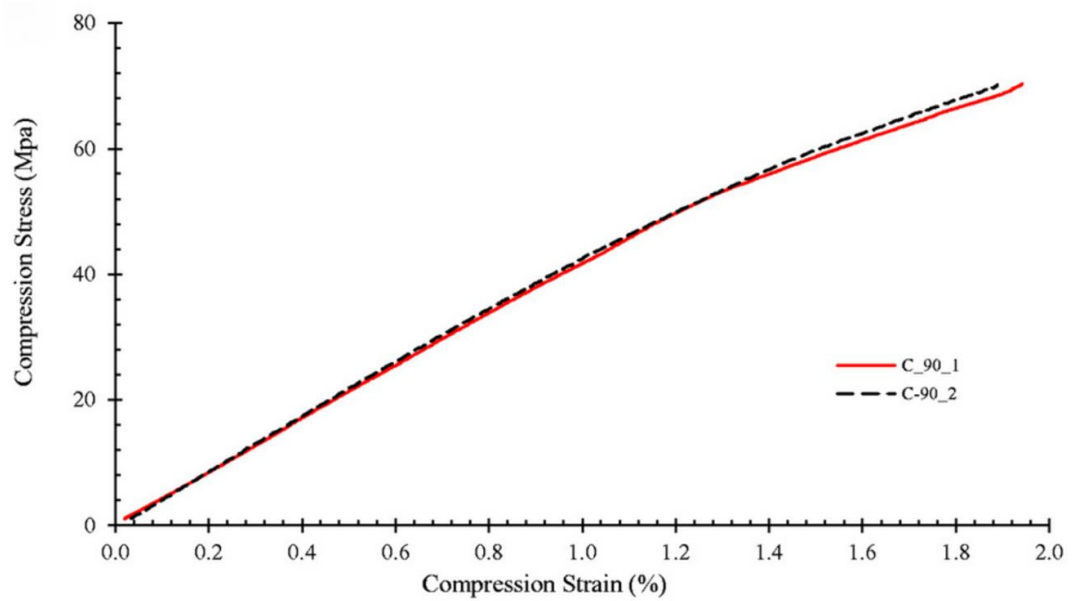
Bernaoui et al. [28] ont, quant à eux, démontré l'effet positif de la fibrillation de surface des fibres courtes de lin sur les propriétés mécaniques des composites à fibres unidirectionnelles à liant mat de lin, avec une augmentation notable du module d'élasticité et de la résistance à la rupture en traction. Philips et al. [30] ont examiné la relation entre les caractéristiques de préimprégnés lin/époxy avant cuisson, telles que la teneur en humidité, la teneur en résine et l'architecture du tissu, et les propriétés après cuisson, notamment la teneur en vides et les propriétés mécaniques. Les résultats montrent que les propriétés en traction ont fortement diminué avec l'augmentation du sertissage (lié à l'ondulation des fils) du tissu. Cette diminution est aussi due à deux problèmes survenant pendant le durcissement : une répartition inégale de la résine et une accumulation excessive d'humidité dans les zones trop tordues. Ces problèmes perturbent la réaction chimique nécessaire pour solidifier la résine, résultant souvent en la création de bulles d'air à l'intérieur du composite. Par conséquent, l'étude souligne l'importance de contrôler l'humidité et de limiter le sertissage des fibres avant la cuisson pour optimiser la qualité et la résistance des composites lin/époxy.

#### **2.4.2 - Comportement mécanique en compression**

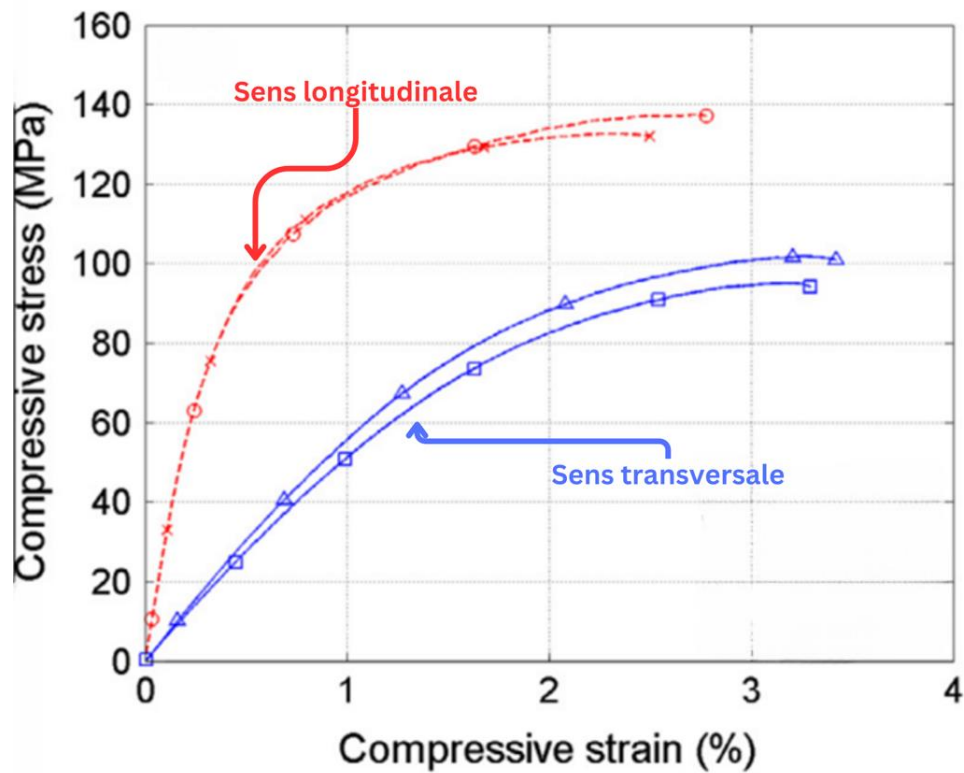
Pour le comportement mécanique en compression des composites renforcés par des fibres de lin, il existe très peu d'études documentées dans la littérature. Saadati et al. [23] se sont penchés sur la caractérisation d'un composite unidirectionnel lin/époxy avec un pourcentage volumique de fibres ( $V_f$ ) de 41%. Les Figure 2.9 et 2.10 présentent respectivement les courbes contrainte-déformation en compression dans les directions longitudinale et transversale. Dans le sens longitudinal, les données indiquent un comportement linéaire jusqu'à une déformation de 0,3%, au-delà de laquelle une importante non-linéarité est observée, comme illustré à la Figure 2.9. Dans la direction transversale, les résultats montrent une réponse bilinéaire. Les auteurs soulignent que le composite adopte un comportement linéaire jusqu'à une déformation d'environ 1,3 % (représentant presque 80 % de la déformation totale), suivi d'une deuxième phase linéaire avec une pente quelque peu réduite par rapport à la pente initiale. Les auteurs ont aussi mesuré les différentes propriétés mécaniques, y compris le module d'élasticité à de faibles niveaux de déformation correspondant aux premières sections des deux courbes obtenues. Le module d'élasticité et la résistance à la compression dans le sens longitudinal ont été évalués à 24,12 GPa et 126,05 MPa, respectivement. En contraste, ces valeurs dans le sens transversal s'établissent à 4,44 GPa et 72,02 MPa. Une conclusion significative tirée de ces résultats est que la résistance en compression est inférieure à la résistance en traction pour le même composite stratifié. Des résultats similaires ont également été observés dans d'autres études portant sur des configurations de renfort différentes. Par exemple, Liang et al. [25] ont étudié deux types de composites : un stratifié lin/époxy à renfort tissé équilibré ainsi qu'un autre à renfort unidirectionnel composé de fils torsadés, avec des fractions volumiques ( $V_f$ ) de 43,9 % et 43,1 % respectivement. La Figure 2.11 illustre les courbes contrainte-déformation obtenues dans les directions longitudinale et transversale pour le composite unidirectionnel lin/époxy. Les résultats obtenus, à la fois dans les directions longitudinale et transversale, sont de l'ordre de grandeur de ceux rapportés par Saadati et al. [23], présentant un module d'élasticité longitudinal de 24,7 GPa et un module d'élasticité transversal de 5,93 GPa pour des composites UD.



**Figure 2.9 : Courbe typique obtenue pour un composite unidirectionnel lin/époxy dans un essai de compression dans le sens longitudinal [23].**



**Figure 2.10 : Courbe typique obtenue pour un composite unidirectionnel lin/époxy dans un essai de compression dans le sens transversal [23].**



**Figure 2.11 : Courbe typique obtenue pour un composite unidirectionnel lin/époxy dans un essai de compression dans les sens longitudinal et transversal [25].**

Le Tableau 2.6 résume les résultats des propriétés mécaniques en compression des composites lin/époxy, tels que rapportés dans les différentes études de la littérature scientifique. Les paramètres montrés incluent le module d'élasticité et la résistance à la compression, distinguant les comportements selon les orientations longitudinale et transversale, ainsi que le procédé de moulage employé. Les différentes études ont été réalisées en conformité avec la norme ASTM-D6641 [41], spécifique aux essais de compression des composites stratifiés. Il est notable que peu d'analyses détaillées concernent le comportement en compression des composites à fibres de lin. Les difficultés inhérentes à ces essais pour ces matériaux soulignent la nécessité de mener des recherches approfondies pour mieux comprendre et modéliser leur réponse en compression.

**Tableau 2.6 : Les propriétés mécaniques en compression des composites à base de fibres de lin.**

Renfort	Matrice	Vf (%)	Module de traction longitudinal (GPa)	Module de traction transversal (GPa)	Résistance à la traction longitudinale (MPa)	Résistance à la traction transversale (MPa)	Procédé de moulage	Réf.
Lin UD	Epoxy	40,00	24,12	4,44	126,05	72,02	RTM	[23]
Lin UD	Epoxy	43,90	24,70	5,93	136,00	100,00	Compression	[25]
Lin Tissu balancé	Epoxy	43,10	13,00	13,00	98,00	98,00	Compression	[25]

### *2.4.3 - Comportement mécanique en cisaillement*

Dans la littérature, l'évaluation du comportement en cisaillement des composites peut être effectuée à travers des essais de traction suivant la norme ASTM D3518 [42], notamment sur des composites à empilement de type  $[\pm 45]_{ns}$ . Liang et al. [25] ont étudié le comportement en cisaillement d'un composite stratifié lin/époxy à plis unidirectionnels fait de renforts à fils torsadés, mettant en évidence un profil de comportement non linéaire en cisaillement. La Figure 2.12 illustre la courbe de comportement observée dans la direction longitudinale, obtenue à partir d'essais de traction sur deux types de composites stratifiés : l'un en lin/époxy et l'autre en verre/époxy. Ces composites présentent un empilement similaire de type  $[\pm 45]_{3s}$  et une fraction volumique de fibres comparable d'environ 43,1%.

De même, les travaux menés par Saadati et al. [23] sur un composite lin unidirectionnel (UD)/Époxy avec un  $V_f$  de 40% ont révélé une réponse en cisaillement non linéaire similaire à celle observée par Liang et al. [25], malgré l'utilisation d'une méthode différente, l'essai Iosipescu conformément à la norme ASTM D5379 [43]. Les Figures 2.13 et 2.14 illustrent respectivement le comportement en cisaillement dans les directions longitudinale et transversale, mettant en évidence cette similarité de réponse non linéaire entre les études. Le Tableau 2.7 réunit les données sur les caractéristiques mécaniques en cisaillement obtenues des études de Saadati et al., Liang et al. et Bianco et al. [23, 25, 44]. Bianco et al. [44], bien qu'utilisant une fraction volumique de fibres plus

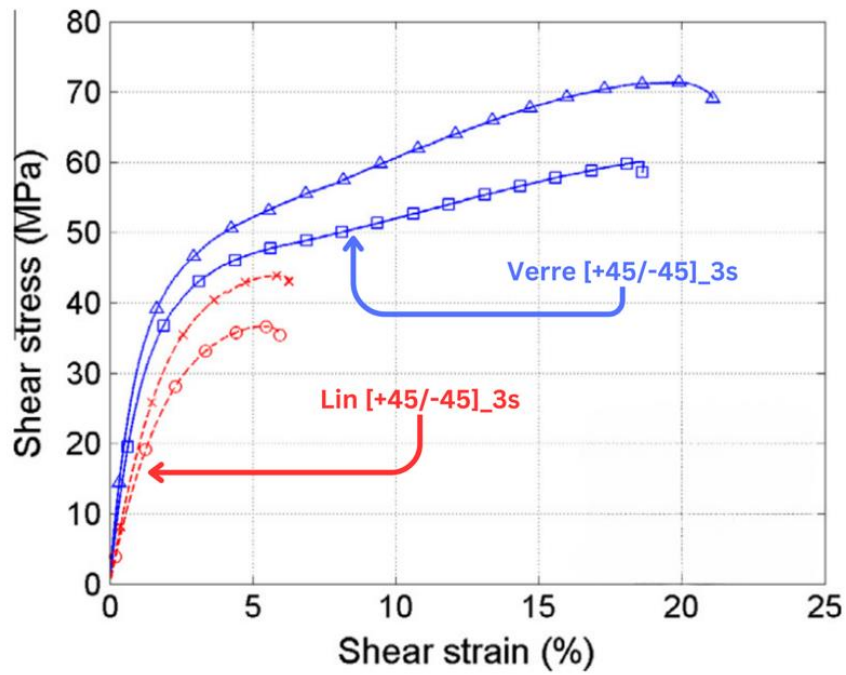


Figure 2.12 : Comportement en cisaillement dans la direction longitudinale [25].

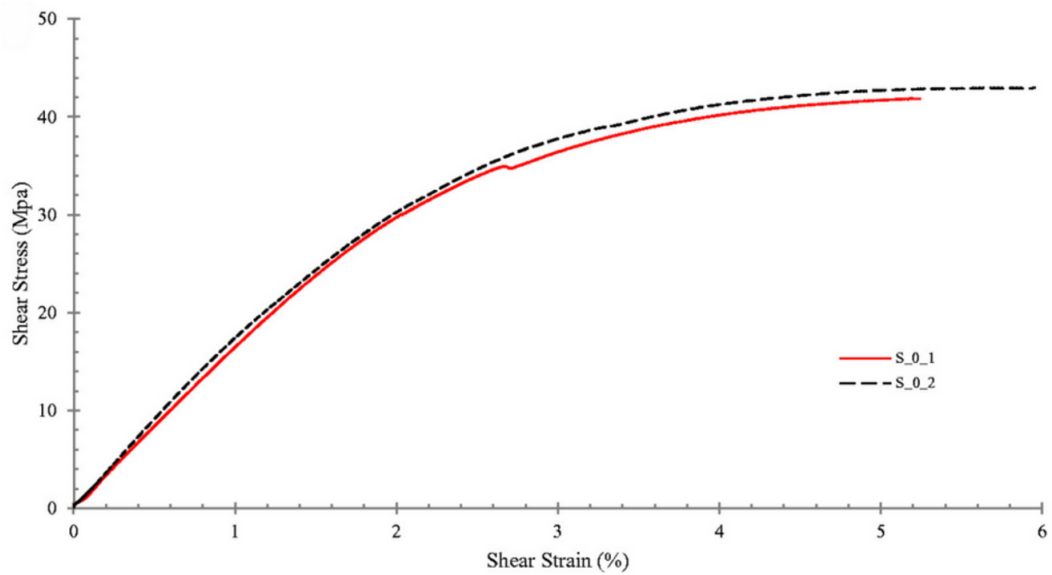
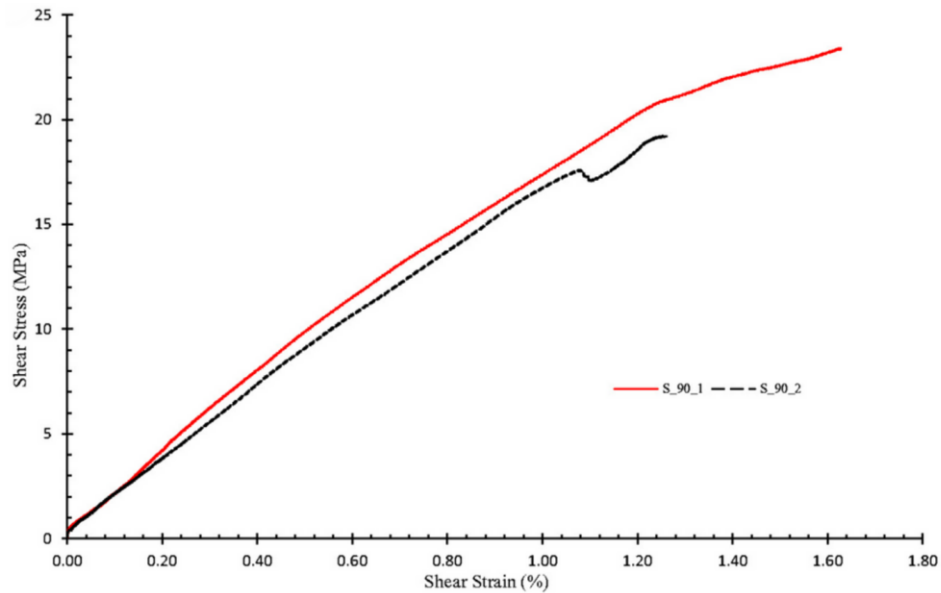


Figure 2.13 : Comportement en cisaillement dans la direction longitudinale [23].



**Figure 2.14 : Comportement en cisaillement dans la direction transversale [23].**

**Tableau 2.7 : Les propriétés mécaniques en cisaillement des composites à base de fibres de lin.**

Renfort	Matrice	Vf (%)	Module de cisaillement (GPa)	Résistance à la cisaillement (MPa)	Procédé de moulage	Réf.
Lin UD	Epoxy	40,00	1,92	44,67	RTM	[23]
Lin [ $\pm 45$ ] <sub>3s</sub>	Epoxy	43,10	1,96	39,70	Compression	[25]
Lin Tissu [45] <sub>8</sub>	Epoxy	63,00	2,20	80,00	Autoclave	[44]

élevée (63%), confirment les observations de Liang et al. [25] sur le comportement non linéaire des composites. Ces résultats soulignent l'importance de poursuivre les recherches pour une compréhension plus détaillée des propriétés en cisaillement de ces matériaux. Cependant, il y a un déficit de recherches approfondies sur le comportement en cisaillement des composites à fibre de lin, un domaine qui, malgré son importance, n'a pas été suffisamment étudié.

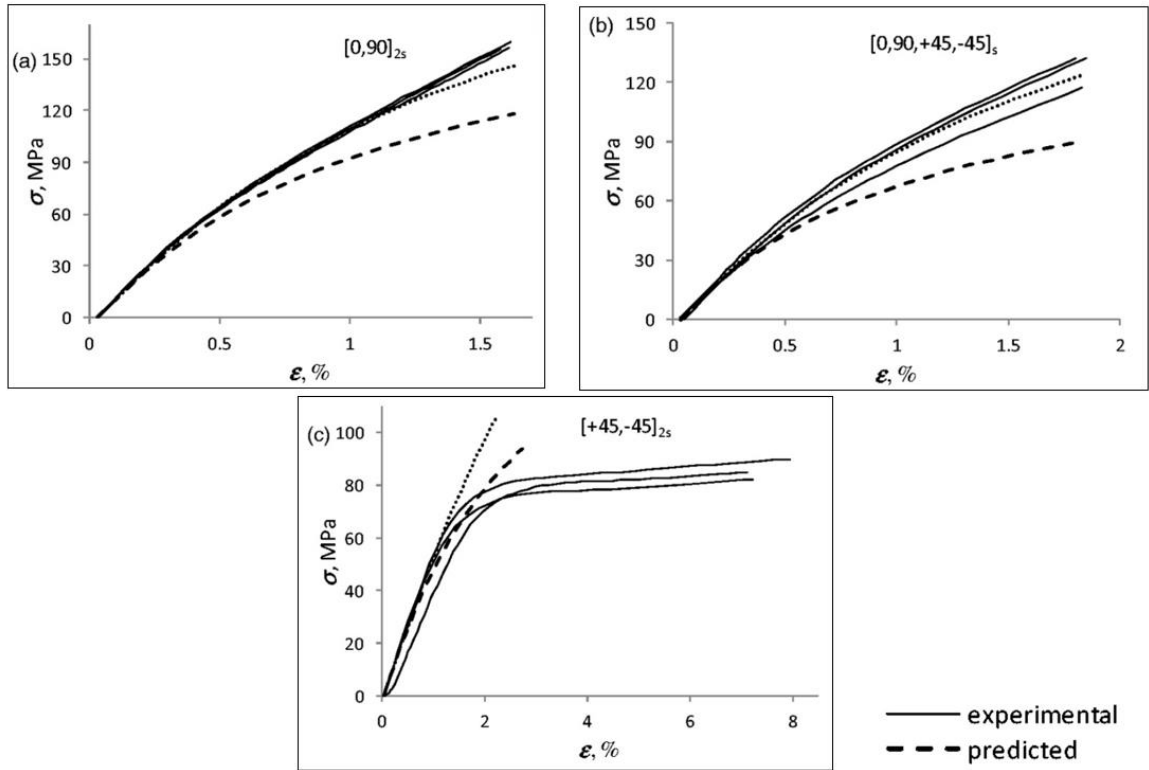


## 2.5 - Modélisation du comportement mécanique des composites à fibres de lin

La modélisation du comportement mécanique des composites stratifiés à fibres naturelles représente un défi complexe. Plusieurs obstacles ont été identifiés dans la littérature, parmi lesquels la grande variabilité des propriétés mécaniques, le comportement non linéaire, la faible adhésion fibre-matrice, l'absence de critères de rupture spécifiques, et le manque de modèles validés pour prédire précisément les mécanismes d'endommagement [45].

### 2.5.1 - Modèles analytiques

Dans la catégorie des modèles analytiques visant à simuler le comportement des composites unidirectionnels à fibres naturelles, diverses approches ont été examinées. Parmi elles, les modèles semi-empiriques, tels que la loi de mélange, le modèle de Halpin-Tsai, de Tsai-Pagano, ainsi que les modèles d'homogénéisation comme le Mori-Tanaka, ont été employés. Cependant, bien que ces modèles soient d'une utilisation aisée et permettent une évaluation rapide, ils sont intrinsèquement limités par leur imprécision, car ils ne tiennent pas compte de la non-linéarité des fibres et négligent les défauts présents dans les composites [53, 46]. Parmi les travaux analytiques, Anderson et al. [47] ont abordé le comportement macroscopique des stratifiés de lin en ajustant un modèle semi-empirique aux observations expérimentales. Cependant, cette approche a révélé des lacunes dans la prédiction des stratifiés à plis croisés  $[\pm 45]_{2s}$ , où la réorientation des plis n'a pas été prise en compte. La Figure 2.15 compare les courbes expérimentales contrainte-déformation longitudinales de divers stratifiés lin/époxy, à savoir le  $[0/90]_{2s}$ , le  $[0/90/+45/-45]_s$  et le  $[+45/-45]_{2s}$  avec les courbes prédictives issues du modèle. D'autres études, comme celles menées par Poilane et al. [29], ont développé un modèle viscoélastique intégrant des considérations liées à la mécanique de l'endommagement et à la thermodynamique. Bien que plus élaborés, ces modèles demeurent approximatifs et ne peuvent pas décrire de manière précise les phénomènes locaux à l'intérieur des stratifiés.



**Figure 2.15 : Comparaison des courbes de contrainte-déformation longitudinales des stratifiés lin/époxy obtenues expérimentalement avec les courbes prédictives.**

(a)  $[0/90]_{2s}$ , (b)  $[0/90/\pm 45]_s$ , et (c)  $[\pm 45]_{2s}$  [47].

### 2.5.2 - Modèles numériques

Pour les modèles numériques, bien que présentant des temps de calcul plus élevés, ceux-ci offrent une précision accrue. Afin de mieux appréhender la complexité des composites stratifiés, les échelles microscopique, macroscopique et mésoscopique sont distinguées [48, 46], tel que montré à la Figure 2.16. Elles se décrivent comme suit :

- L'échelle microscopique, où la plus fine hétérogénéité du matériau est observée, est dénommée l'échelle du renfort, marquant le début des phénomènes d'endommagement. C'est l'échelle du volume élémentaire représentatif (VER) qui doit

être suffisamment volumineux pour contenir statistiquement toutes les hétérogénéités de la microstructure.

- L'échelle macroscopique considère la structure comme homogène.
- L'échelle méso-scopique, située entre les deux échelles précédentes, ne discerne pas les hétérogénéités les plus fines mais identifie des éléments de taille intermédiaire, également considérés comme des entités homogènes. Dans le cas des composites stratifiés, il s'agit de l'échelle du pli (la couche unidirectionnelle) ou de la maille élémentaire d'un renfort tissé.

La littérature scientifique regorge de modèles micromécaniques dédiés à l'analyse des propriétés mécaniques des composites à base de fibres naturelles. Ces recherches se concentrent tant sur les structures unidirectionnelles que sur les renforts mats, ces derniers caractérisés par une orientation aléatoire des fibres [48]. L'élaboration de ces modèles s'articule principalement autour de deux approches : l'utilisation du concept de volume

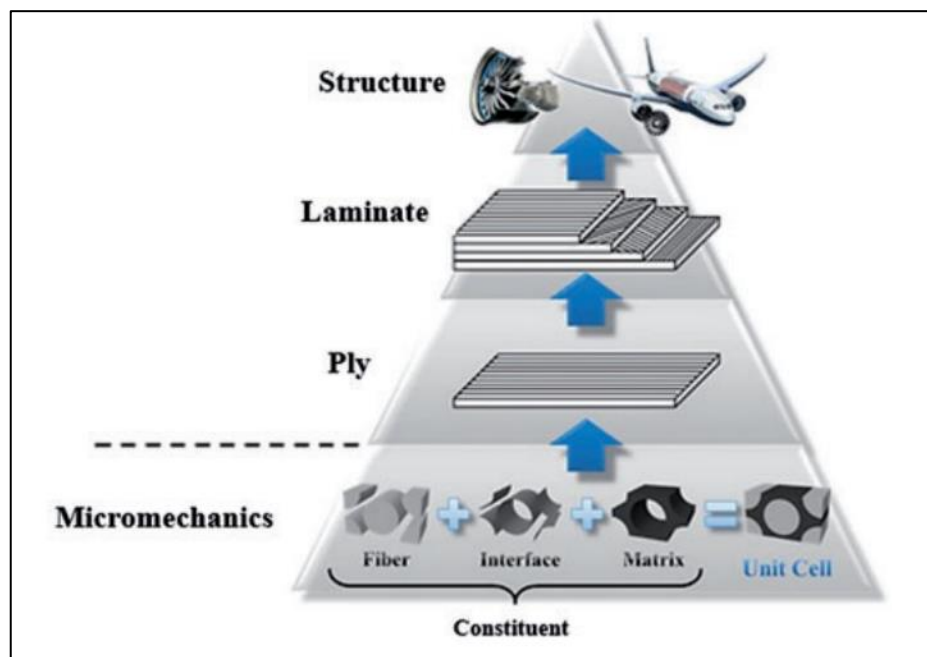


Figure 2.16 : Hiérarchie de la modélisation multi-échelle [46].

élémentaire représentatif (VER) dans une perspective 3D ou le recours à une approche basée sur une orientation moyenne des fibres [48, 46]. Toutefois, des lacunes subsistent dans la compréhension des composites stratifiés, et jusqu'à présent, peu de chercheurs ont réussi à obtenir de bons résultats en termes de comportement mécanique en utilisant la méthode des éléments finis à l'échelle microscopique [44].

Au niveau mésoscopique, il est important de considérer les critères de rupture et d'utiliser des modèles d'endommagement pour prévoir la dégradation des matériaux sous charge. ABAQUS/Explicit, par exemple, offre des modèles d'endommagement utilisant le critère de rupture de Hashin, qui prend en compte les tensions et compressions des fibres et de la matrice pour divers mécanismes d'initiation de l'endommagement [49].

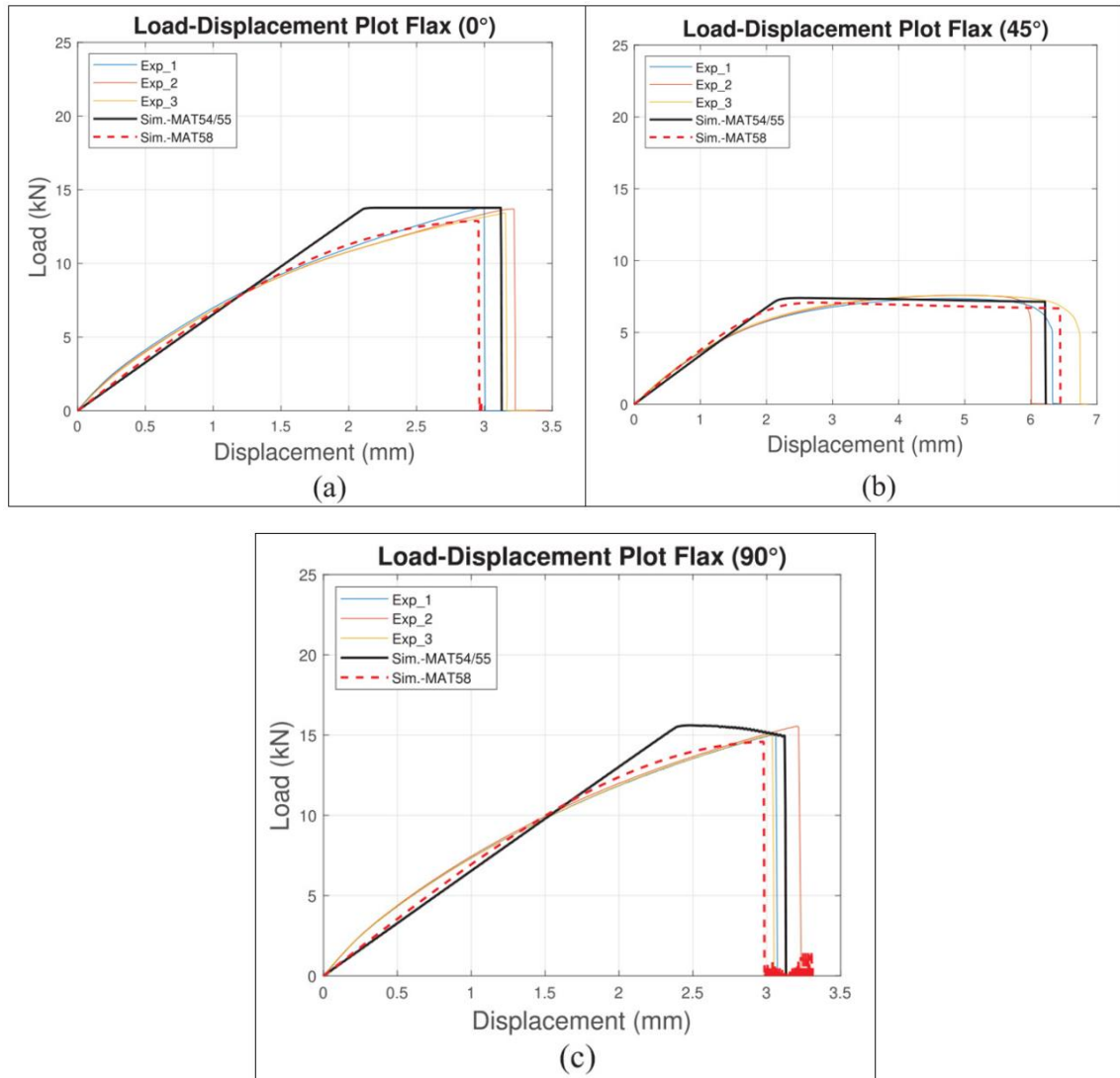
Bianco et al. [44] ont effectué une étude approfondie sur le comportement mécanique de composites fabriqués à partir de tissus de lin/époxy et de chanvre/époxy soumis à des tests de traction, de flexion et d'impact. Des stratifiés ont été fabriqués par moulage en compression, affichant un  $V_f$  de 60%. Une démarche numérique s'appuyant sur la méthode des éléments finis a été employée, intégrant des modèles matériaux spécifiques via le logiciel LS-DYNA. Deux modèles ont été principalement exploités pour simuler avec précision le comportement des composites :

- Le premier, nommé MAT58 (MAT\_LAMINATED\_COMPOSITE\_FABRIC), est un modèle 3D conçu pour simuler le comportement des matériaux composites stratifiés et est particulièrement adapté aux analyses où la représentation précise du comportement anisotrope des composites est essentielle. Parmi les caractéristiques principales du modèle, on trouve :
  - Paramètres du matériau : Incluant la densité, les modules d'élasticité dans les directions principales, le module d'élasticité en cisaillement, et les coefficients de Poisson.

- Résistance à la rupture : Spécifie les contraintes maximales tolérées avant la défaillance sous divers modes de chargement, tels que la traction, la compression et le cisaillement.
- Défaillance et endommagement : Intègre des critères de défaillance qui activent une réduction des propriétés mécaniques une fois que les contraintes dépassent les limites spécifiées.
- Le second modèle, MAT54/55 (MAT\_ENHANCED\_COMPOSITE\_DAMAGE), concerne la modélisation avancée des endommagements dans les composites. Il est capable de représenter la dégradation progressive des composites sous diverses sollicitations, en incluant des mécanismes tels que la rupture des fibres, la fissuration de la matrice et la délamination entre couches. Ce modèle s'adapte idéalement aux essais de flexion à quatre points et aux impacts à basse vitesse.

La méthode numérique adoptée a impliqué la modélisation de la configuration des tests de traction et de flexion pour qu'ils reproduisent fidèlement les conditions expérimentales. Les caractéristiques matériaux, comme les modules d'élasticité, les résistances à la traction et à la compression, ainsi que les critères de rupture, ont été extraites d'essais expérimentaux. Ces informations ont servi à calibrer les modèles MAT58 et MAT54/55.

La Figure 2.17 illustre les résultats des simulations réalisées dans les orientations  $0^\circ$ ,  $90^\circ$ , et  $45^\circ$ , en les comparant aux données expérimentales pour évaluer la précision des modèles. Les conclusions de l'étude confirment l'efficacité des modèles MAT58 et MAT54/55 pour simuler le comportement des composites lin/époxy et chanvre/époxy, soulignant particulièrement l'avantage de MAT58 dans la capture des caractéristiques non linéaires des matériaux composites.



**Figure 2.17 : Comparaison des résultats expérimentaux et de simulation numérique des tests de traction sur des échantillons de lin (tissu)/époxy sous les directions : (a) 0°, (b) 45° et (c) 90°[44].**

Les modèles multi-échelles sont utilisés pour simuler les propriétés mécaniques des composites à différentes échelles, permettant une analyse plus complète et précise du comportement des matériaux. Zhong et al. [49] ont exploré cette approche en analysant le comportement d'un stratifié renforcé de fibres de lin. Leur étude a démarré par le développement d'un volume élémentaire représentatif (VER) pour simuler les propriétés élastiques du pli lin/polypropylène à micro-échelle. Le stratifié était composé de renforts

unidirectionnels avec une séquence de plis  $[(0/90)_3/0]_2$ . Les Figures 2.18 et 2.19 illustrent respectivement les courbes de contrainte-déformation en traction et en flexion pour ces composites. Les auteurs ont également élargi leur analyse à des considérations méso-échelles en utilisant ABAQUS/Explicit. L'application de modèles d'endommagement a approfondi l'analyse des modes de rupture, alignant les simulations avec les observations expérimentales et révélant des limites, comme l'incapacité à reproduire la bilinéarité observée expérimentalement.

De manière similaire, Sliseris et al. [50] ont réussi à simuler le comportement mécanique d'un composite stratifié en utilisant la modélisation multi-échelle. Ce composite est composé d'un renfort en tissu de lin et d'une matrice époxy, avec une fraction volumique de fibres de 60%. Pour modéliser le stratifié, ils ont employé un modèle de plasticité non linéaire assorti d'une loi d'écrouissage isotrope. La zone d'interaction fibre-fibre a été représentée par une loi de comportement des matériaux fragiles. La simulation a été effectuée en utilisant la technique de VER en 3D, se focalisant sur une unique couche de tissu de lin, comme illustré dans la Figure 2.20. Le VER a été subdivisé en éléments tétraédriques à quatre nœuds pour le calcul. Les résultats illustrés à la Figure 2.21 permettent d'affirmer que leur simulation concorde avec les résultats expérimentaux, en ce qui concerne les propriétés élastiques et le comportement non linéaire de la couche étudiée.

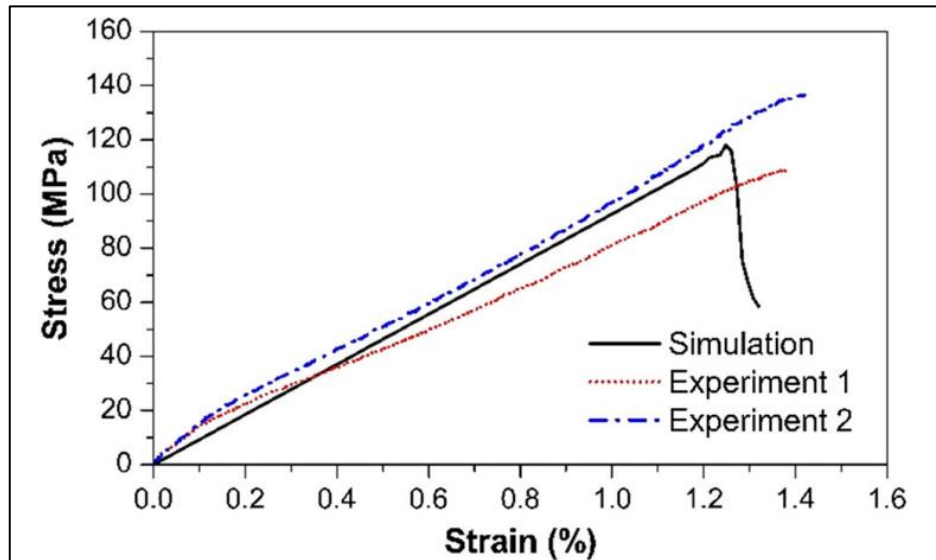


Figure 2.18 : Courbes de contrainte-déformation en traction de composites unidirectionnels lin/polypropylène [49].

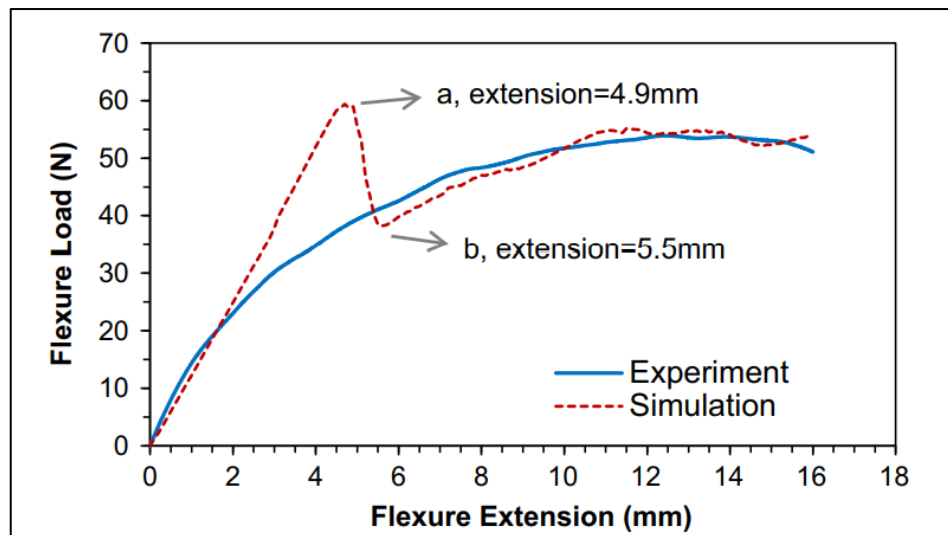


Figure 2.19 : Courbes de contrainte-déformation en flexion des composites unidirectionnels lin/polypropylène [49].



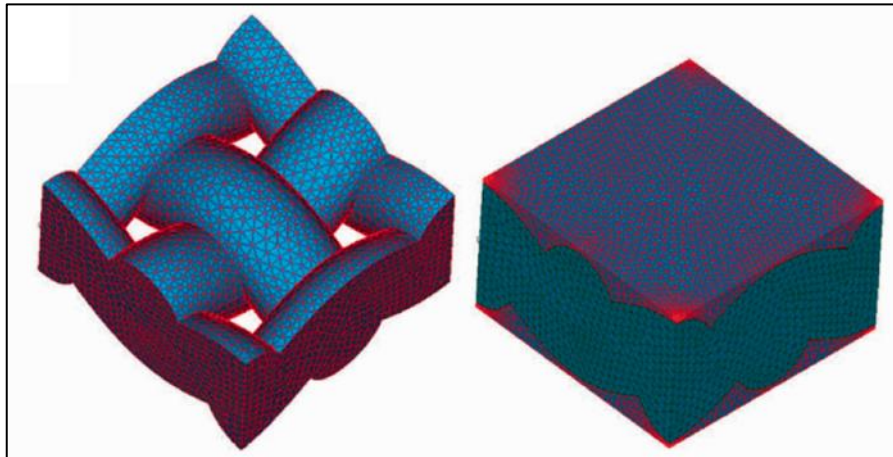


Figure 2.20 : Modèle par éléments finis d'un composite lin-époxy [50].

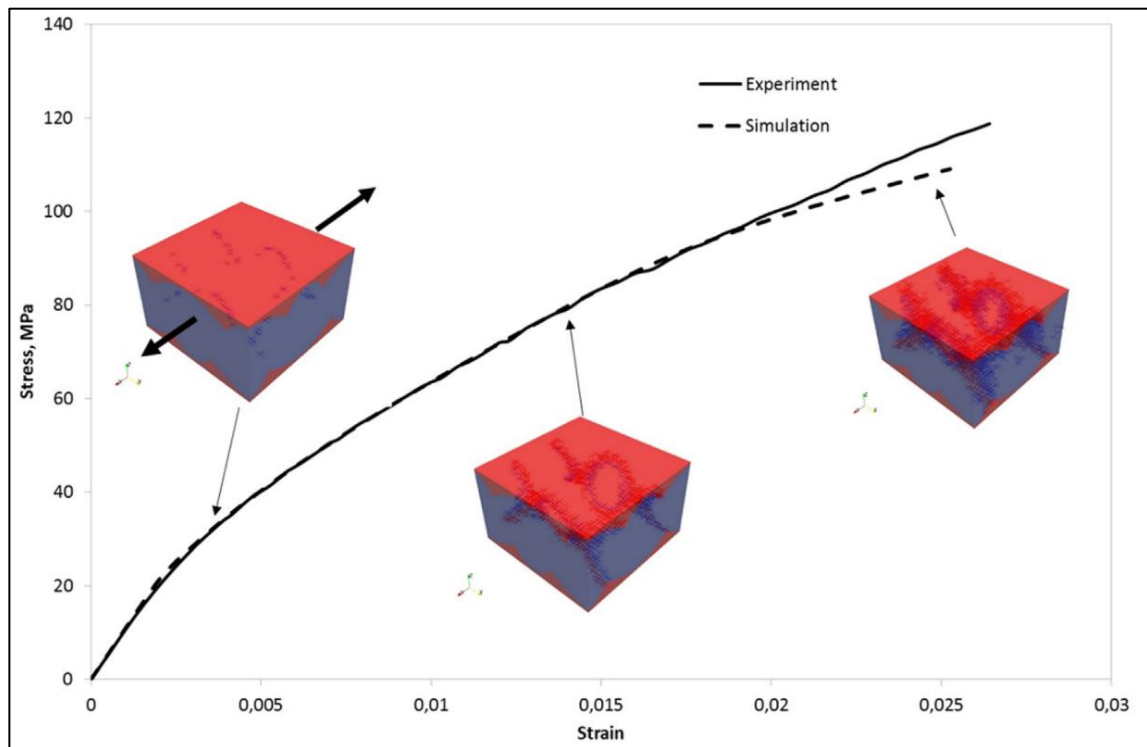


Figure 2.21 : Courbes de la contrainte de traction expérimentale et simulée des composites lin/époxy à renforts tissés [50].

## 2.6 - Conclusion

La revue de littérature sur le comportement mécanique des composites à fibres de lin révèle la complexité inhérente à ce matériau. En traction, les essais ont montré des comportements non linéaires, caractérisés par des phases élastiques, de transition et non élastiques ainsi qu'une variabilité substantielle des propriétés mécaniques malgré des configurations de renfort identiques. La compression, moins étudiée, présente également un comportement non linéaire avec une résistance modérée par rapport à la traction, soulignant les défis de caractérisation dans cette direction. Les essais de cisaillement, basés sur des orientations à empilement  $[\pm 45]_{ns}$ , montrent aussi un comportement non linéaire. La littérature indique que peu d'études proposent une caractérisation complète du comportement des stratifiés dans le plan et se sont principalement concentrées sur des renforts unidirectionnels.

La modélisation du comportement mécanique avec des modèles analytiques tels que la loi de mélange et les modèles semi-empiriques est complexe et présente des limitations en termes de précision. Les modèles numériques, bien que plus précis, exigent des temps de calcul prolongés. Les approches multi-échelles, considérant les échelles microscopique, macroscopique et méso scopique, se profilent comme des stratégies prometteuses pour mieux appréhender la complexité des composites stratifiés.

## CHAPITRE 3 - METHODE EXPERIMENTALE

### 3.1 - Matériaux

#### 3.1.1 - *La fibre de lin :*

Le cœur de cette étude porte sur la caractérisation mécanique du pli de base des composites constitués de fibres de lin, en mettant l'accent sur les renforts unidirectionnels de lin adossés à une mince couche de mat (renfort UD-mat) faisant office de liant. Les fibres de lin, provenant d'Europe et fournies par la société Safilin, située à Szczytno en Pologne, se présentent sous deux formats distincts : le ruban Tex 5000 et les fils Tex 400. Le Tex 400 est spécifiquement dédié à la couche unidirectionnelle (UD), tandis que le Tex 5000 est utilisé pour la couche mat.

#### 3.1.2 - *La résine :*

Une résine époxy 820 de SikaBiresin a été sélectionnée pour sa très faible viscosité (410 cP), la rendant particulièrement adaptée pour des techniques standards telles que l'application par voie humide ou l'infusion de résine, nécessitant un haut niveau de mouillage du renfort et une élimination efficace des bulles d'air. Fournie par Sika Marine (Montréal, Canada), cette résine se compose d'une base (SikaBiresin® CR72) et d'un durcisseur (SikaBiresin® CH72-3). Les rapports de mélange, recommandés par le fournisseur, sont de 18% en masse de durcisseur et ont été suivis sans modification pour cette étude. Les propriétés physiques de la résine, détaillées dans le Tableau 3.1, proviennent directement de la fiche technique du fournisseur. Il pourrait être intéressant, dans des travaux futurs, de tester d'autres rapports de mélange pour déterminer si des ajustements pourraient améliorer les performances du composite pour des applications spécifiques. Ces données sur les matériaux utilisés servent de base pour comprendre la composition et les caractéristiques des composites élaborés dans le cadre de notre étude.

**Tableau 3.1 : Propriétés physiques de la résine époxy 820 et du durcisseur sélectionné 824, et de leur mélange.**

Composition	RESINE SikaBiresin® CR72	DURCISSEUR SikaBiresin® CH72-3	Mélange
Rapport de mélange en poids	100	18	100/18
Rapport de mélange en volume à 25 °C	100	20	100/20
Viscosité à 25°C (Cps)	1,28	47	410
Poids spécifique à 25 °C lbs/gal (g/cc) ASTM D792	9,5  (1,14)	8,1  (0,97)	9,26  (1,11)
Temps de gel à 77°F (150 grammes) (25°C) (minutes)	-	-	52

### 3.2 - Fabrication des renforts Lin UD-Mat :

Suite aux recherches menées à l'UQTR sur les matériaux composites à fibres naturelles, et plus particulièrement ceux à fibres de lin, un processus de fabrication spécifique aux renforts UD-mat a été développé au I2E3 (anciennement le Laboratoire de Mécanique et Éco-Matériaux (LMEM)). L'approche méthodologique pour la création de ces renforts est le fruit d'un développement progressif, s'appuyant sur les contributions initiales de Lebrun et al. [5-7], pour ensuite être améliorée au fil des ans [8, 28, 32, 33, 40]. Cette procédure met en avant l'utilisation de techniques modernes et d'équipements spécialisés pour produire des composites innovants à partir d'un procédé de laboratoire de fabrication du papier.

Le processus se décompose en trois étapes essentielles:

- Étape 1 : Création de la couche de lin unidirectionnelle (UD):

Cette première étape, illustrée à la Figure 3.1, débute avec l'enroulement manuel de fils de lin TEX400 autour d'une plaque d'aluminium de 0,18 m de large, équipée d'une manivelle.

## Etape 1 : Préparation de la couche UD



**Figure 3.1 : Processus de fabrication de la couche unidirectionnelle (UD) de lin.**

Cette méthode permet de contrôler avec précision le nombre de fils enroulés par centimètre de largeur de la plaque, grâce à l'utilisation d'une tige filetée choisie à cet effet, où le fil est disposé dans le creux des filets de vis. Par la suite, la couche de fils formée est légèrement humidifiée en surface. Cette humidification facilite l'établissement de liaisons chimiques faibles (liens de Van der Waals) et de liaisons mécaniques entre les fibres, ce qui favorise une cohésion naturelle des fibres faible mais suffisante pour assurer leur stabilité pour les étapes suivantes. Immédiatement après l'humidification, une phase d'alignement méticuleuse est mise en œuvre. Durant cette phase, une plaque en acier est utilisée pour aligner les fils avec précision. Chaque fil est ajusté manuellement, avec une attention particulière à son orientation et à son espacement régulier par rapport aux autres. Cette méthode garantit que les fibres soient parallèles les unes aux autres, un critère essentiel pour optimiser les propriétés mécaniques de la couche unidirectionnelle et pour

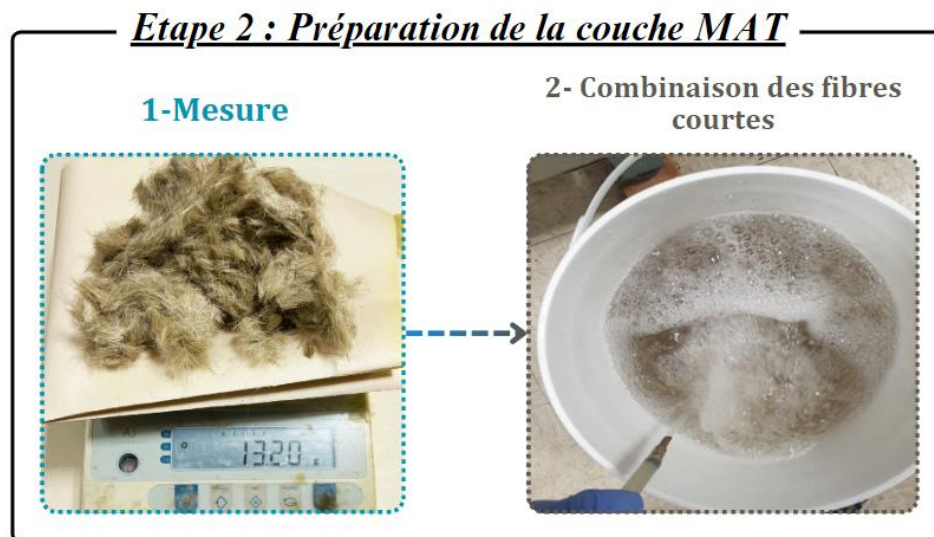
améliorer les performances du matériau final. Une fois cette phase d'alignement terminée, la couche de lin UD est prête à être transférée vers la formette dynamique (décrite plus loin), où se déroule la troisième étape : la fabrication du renfort UD-Mat.

- Étape 2 : Préparation des fibres courtes pour la couche mat du renfort :

La seconde étape, présentée à la Figure 3.2, consiste à préparer une solution contenant 13g de fibres courtes, coupées à  $6 \pm 1$  mm dans le ruban TEX5000, dans 20 litres d'eau, dans le but de former la couche mat du renfort. Les fibres sont coupées à l'aide d'une trancheuse à papier, un choix pratique pour obtenir des longueurs uniformes rapidement. L'usage d'un agitateur vertical garantit une répartition uniforme des fibres dans la chaudière de mélange.

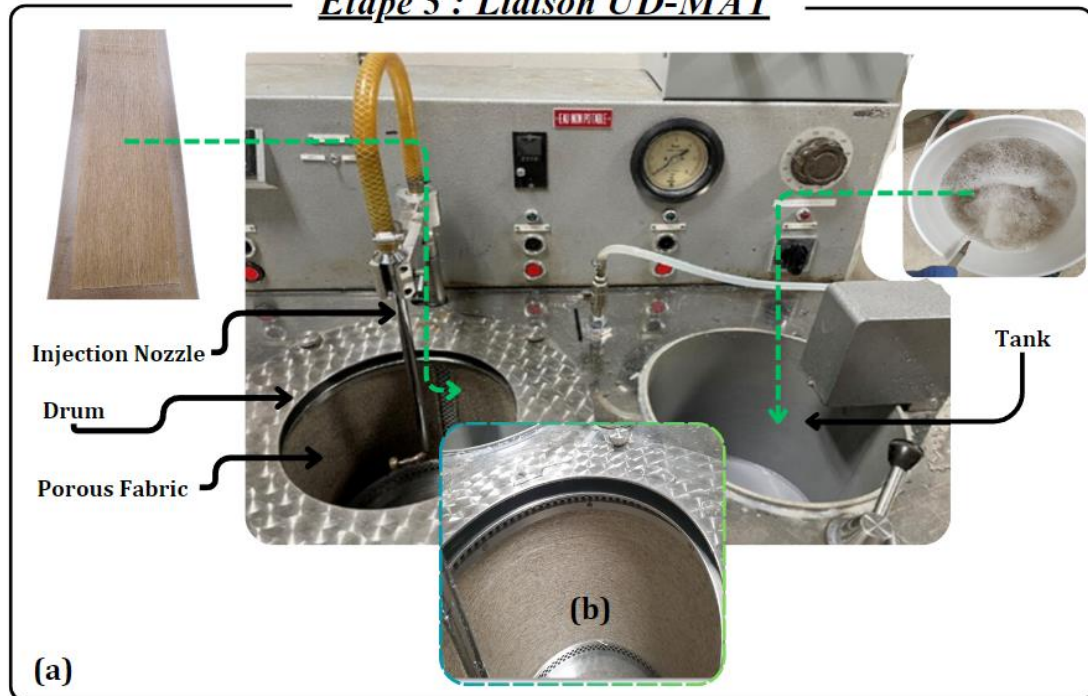
- Étape 3 : Formation de la couche de renfort UD-mat:

Enfin, la troisième étape, décrite à la Figure 3.3, met en œuvre une formette dynamique conçue par ALIMAND (France) afin de créer la couche finale de renfort UD-mat. Cet équipement se compose d'un réservoir de mélange, d'une pompe, d'un bras



**Figure 3.2 : Processus de préparation de la couche mat de lin.**

### ***Etape 3 : Liaison UD-MAT***



**Figure 3.3 : Liaison entre les couches UD et mat par le procédé utilisant la formette dynamique : (a) Positionnement de la couche UD dans le cylindre essoreur, (b) Illustration du renfort à la fin du processus.**

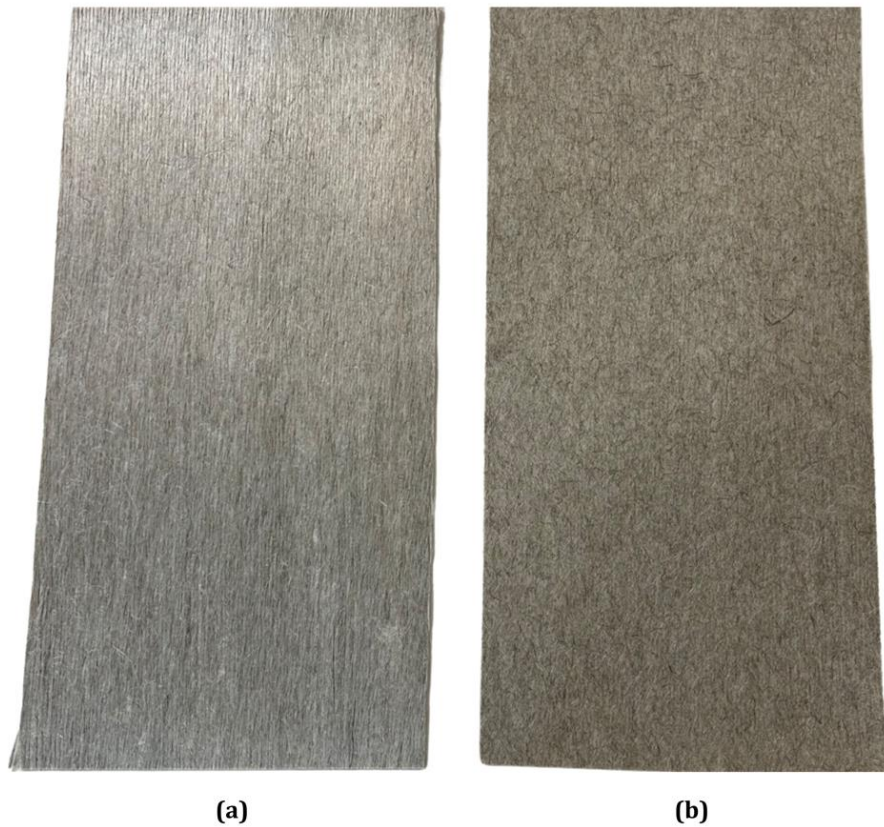
vertical muni d'une buse de projection, et d'un tambour d'essorage perforé qui tourne à grande vitesse. Le dispositif permet d'injecter le mélange d'eau et de fibres courtes préparé à l'étape 2 à travers la buse, laquelle réalise un mouvement vertical de va-et-vient à l'intérieur du tambour en rotation. Les fibres courtes sont projetées sur la toile en mouvement qui contient déjà la couche UD, préalablement préparée à l'étape 1, placée à l'intérieur du tambour. Le processus de projection dure environ 4 minutes.

Une fois le renfort humide extrait de la formette, il est immédiatement introduit dans un rouleau séchoir pour évaporer l'humidité résiduelle. Le dispositif de séchage utilisé est un séchoir de type Formax, fourni par la compagnie Adirondack Machine Corporation (Glens Falls, États-Unis). Avant de débiter le cycle de séchage, le séchoir est préchauffé à une température de 100°C, et le processus de séchage complet est estimé à environ 15

minutes. Cette étape essentielle assure un séchage quasiment complet du renfort, réduisant l'humidité résiduelle à un niveau minimal, conformément aux recommandations des travaux précédents, tels que ceux réalisés par Bernaoui et al [28]. Le calcul du pourcentage résiduel d'humidité après le séchage se fait comme suit : chaque renfort est pesé après la procédure de séchage mentionnée ci-dessus. Il est ensuite placé au four à 100°C pendant trois heures, puis repesé immédiatement après. La différence de masse entre ces deux pesées représente l'humidité résiduelle, que nous avons exprimée en pourcentage du poids initial du renfort. Le pourcentage d'humidité résiduelle était d'environ 2,7 %.

Bien que plusieurs renforts aient été produits avec cette procédure, seuls ceux qui répondaient aux critères de qualité ont été conservés. Un contrôle rigoureux du grammage a été appliqué, écartant les renforts dont le grammage se situait en dehors de la fourchette spécifiée de 280 à 300 g/m<sup>2</sup>. Cette fourchette a été spécifiquement choisie pour correspondre au grammage initial de 13 g de fibres courtes utilisé lors de la préparation de la couche mat, comme décrit dans l'étape 2. Cet ordre de grandeur de la densité surfacique du renfort (ou grammage) correspond aussi à des valeurs courantes dans l'industrie des composites. L'uniformité de distribution des fibres obtenue par le procédé de fabrication (utilisant la formette dynamique) fut démontrée dans des travaux précédents lesquels la distribution des fibres, le grammage et la perméabilité d'un renfort mats se sont avérés uniformes et répétitifs [51]. L'uniformité de la couche mat se vérifie aussi en visualisant la distribution des pores au passage de la lumière après la fabrication d'une couche mat seulement (sans couche UD). Il se fait aussi en visualisant le côté mat du renfort UD-mat pour confirmer la bonne distribution des fibres courtes. Parmi les renforts retenus, la Figure 3.4 illustre un exemple représentatif. Il s'agit d'un renfort UD-mat de dimensions 0,15 m x 0,31 m. La vue de dessus (a) permet de visualiser la couche UD, tandis que la vue de dessous (b) montre la couche mat.





**Figure 3.4 : Renfort UD Lin-Mat (0.15 m x 0.31 m), (a) Vue de dessus montrant la couche UD, (b) Vue de dessous montrant la couche Mat.**

### **3.3 - Moulage des plaques composites**

Le procédé de moulage par transfert de résine (RTM) a été utilisé dans cette étude pour fabriquer les différentes plaques composites. Le moule utilisé, dont la configuration est illustrée à la Figure 3.5, se compose de deux parties distinctes, inférieure et supérieure, ainsi que d'un cadre de fixation en acier. Ces composants sont essentiels pour garantir



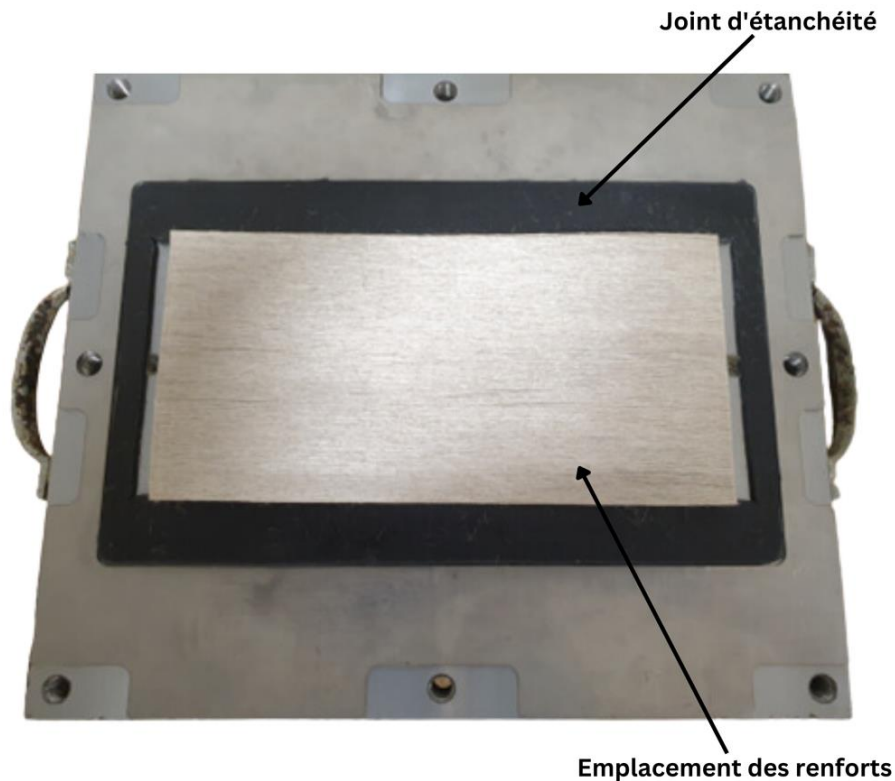
**Figure 3.5 : Configuration du moule pour le processus de moulage par transfert de résine (RTM).**

l'épaisseur constante et la qualité des plaques composites fabriquées. La partie inférieure du moule sert de base solide sur laquelle les renforts sont placés, tandis que la partie supérieure applique une pression de serrage pendant le processus de moulage. Le cadre de fixation en acier maintient les deux parties du moule ensemble et bien appuyées sur les cales d'épaisseur, assurant ainsi une configuration stable pendant tout le processus de moulage. Le pourcentage volumique de fibres ( $V_f$ ) a été contrôlé à environ 40 % en fixant l'épaisseur de la cavité du moule, conformément à l'équation (1);

$$V_f = N \times \frac{W_f}{h \times \rho_f} \quad (1)$$

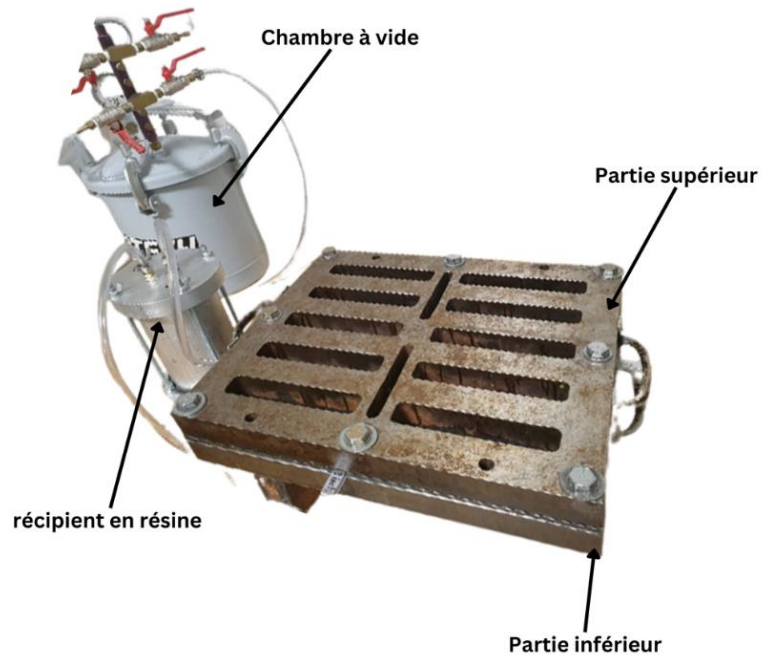
où la fraction volumique de fibres ( $V_f$ ) dans le composite, exprimée en pourcentage, est déterminée en fonction du nombre de plis ( $N = 8$  couches), de la densité surfacique des renforts ( $W_f$  en  $g/m^2$ ), de la densité des fibres de lin ( $\rho_f = 1,44 \times 10^6$   $g/m^3$ ), et de l'épaisseur de la plaque ( $h$  en m). Pour atteindre une fraction volumique de fibres cible de 40%, il faut ajuster précisément l'épaisseur de la plaque. Quatre cales en aluminium de 4 mm d'épaisseur ont été positionnées avec soin à chaque coin du moule, assurant un espacement exact entre les parties supérieure et inférieure du moule et garantissant ainsi l'uniformité de l'épaisseur de la plaque composite.

Le processus de moulage commence par une préparation minutieuse du moule, incluant un nettoyage des surfaces avec de l'acétone et l'application d'une couche de cire sur la surface du moule pour faciliter le démoulage. Les renforts, dont les dimensions sont ajustées à 0,31 m de longueur et 0,15 m de largeur, sont disposés selon les orientations spécifiques à chaque plaque. Les joints d'étanchéité sont méticuleusement disposés pour garantir une fermeture hermétique du moule, un aspect fondamental pour le succès du processus de moulage. La Figure 3.6 illustre le dépôt des joints d'étanchéité et des renforts à l'intérieur du moule. Après la mise en place du joint d'étanchéité et le positionnement des renforts, les cales d'épaisseur sont déposées sur la face inférieure du moule. Ce dernier est ensuite fermé, l'épaisseur de la cavité étant maintenue par les vis de fermeture. Un préchauffage au four à  $90^\circ C$  pendant 15 minutes est réalisé, pour faciliter l'écoulement de la résine lors de l'injection.



**Figure 3.6 : Préparation du moule et disposition des renforts avant le moulage par transfert de résine (RTM).**

Suite au préchauffage, un dégazage de la résine est effectué à l'aide d'une chambre à vide, comme illustré à la Figure 3.7. Le système d'injection est préparé avec soin, ce qui nécessite l'utilisation d'un compresseur et d'un récipient adapté. La quantité de résine, incluant un durcisseur à 18 % en masse, conformément aux recommandations du fabricant, est ajustée en fonction de l'épaisseur désirée de la plaque. L'injection de la résine débute sous une pression initiale de 2 bars pendant les deux premières minutes, afin de contrôler la vitesse d'écoulement de la résine de manière à éviter la formation de bulles d'air et à garantir une imprégnation homogène des renforts. Ensuite, la pression est graduellement augmentée jusqu'à 4 bars pour achever l'imprégnation tout en maintenant le contrôle sur l'écoulement. Cette méthodologie d'injection, s'étend sur une durée d'environ 40 à 45 minutes. Ce temps résulte du calcul visant à éviter le gel précoce de la résine en prenant en compte les étapes préparatoires de préchauffage et de dégazage. Après



**Figure 3.7 : Processus de dégazage sous vide et préparation du système d'injection de résine.**

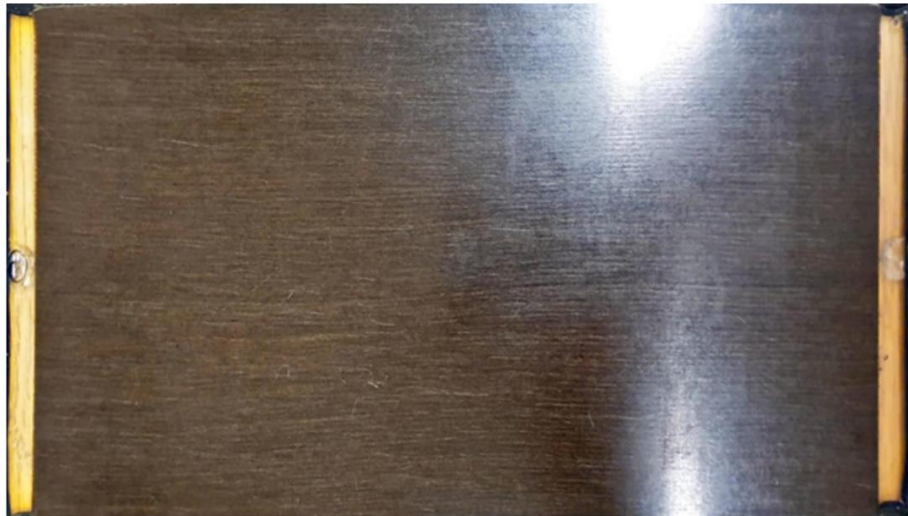
l'injection, le moule est transféré au four pour l'étape de polymérisation qui dure 4 heures à une température constante de 90°C. Une fois celle-ci achevée, le moule est ouvert avec précaution, et la plaque est extraite puis laissée à refroidir pendant une durée de 24 heures. Par la suite, afin de renforcer ses propriétés, la plaque est remise au four pour une post-cuisson de 2 heures à 90°C. La Figure 3.8 illustre une plaque moulée de type  $[0]_8$ , présentant un  $V_f$  de  $40,71 \pm 0,47$ , avec des dimensions de 0,31 m de longueur et 0,15 m de largeur. Le Tableau 3.2 présente la séquence d'empilement des plis pour chaque plaque fabriquée, détaillant le nombre de couches utilisées et le pourcentage volumique de fibre ( $V_f$ ) ciblé autour de 40%, en accord avec les objectifs de conception. L'évaluation de la porosité des composites débute par une estimation initiale effectuée par un examen visuel pour détecter les éventuels défauts superficiels. Cette estimation préliminaire est ensuite vérifiée par des mesures. Premièrement, la masse des renforts est calculée en multipliant le nombre de couches  $n$  par la densité surfacique moyenne des huit couches ( $S_m$ ) et la surface moyenne de la plaque ( $S$ ). Ensuite, la masse totale de la plaque  $W_p$  est obtenue

après la découpe de son pourtour. La différence entre la masse totale de la plaque et la masse des renforts donne la masse de la matrice  $W_m$ . Avec la densité de la matrice fournie par le fabricant, soit ( $\rho_m = 1,103 \times 10^6 \text{ g/m}^3$ ), le volume de la matrice  $V_{0m}$  est obtenu de l'équation (2):

$$V_{0m} = \frac{W_m}{\rho_m} \quad (2)$$

De même, le volume des fibres  $V_{of}$  est calculé en utilisant la densité des fibres ( $\rho_f = 1,44 \times 10^6 \text{ g/m}^3$ ). Le volume total théorique sans porosité  $V_{ps}$ , est ensuite obtenu en additionnant le volume de la matrice à celui des fibres ( $V_{ps} = V_{0m} + V_{of}$ ). Parallèlement, le volume réel de la plaque  $V_p$  est calculé à partir des dimensions moyennes de la plaque (largeur, épaisseur et longueur). Avec ce dernier, la porosité (en %) est calculée avec l'équation (3) :

$$\%P = \frac{(V_p - V_{ps})}{V_p} \times 100 \quad (3)$$



**Figure 3.8 : Plaque moulée avec orientation  $[0]_8$  et pourcentage volumique de fibre ( $V_f$ ) de  $40,71 \pm 0,47$ .**

Les valeurs obtenues pour chaque plaque sont montrées au Tableau 3.2. Une porosité d'environ 2.3% fut obtenue, valeur très faible compte tenu de la présence du lumen central des fibres naturelles ayant tendance à augmenter artificiellement la porosité des plaques. Il est important de noter qu'une plaque en tissu de verre/époxy de type  $[0/90]_4$  a été fabriquée spécialement pour être utilisée comme talons de renfort collés aux extrémités des éprouvettes pour les essais en compression.

**Tableau 3.2 : Séquence d'empilement des plis pour chaque plaque avec le nombre de couches respectif ainsi que leur pourcentage volumique de fibre  $V_f$  (%).**

Désignation de plaque	Séquence d'empilement des plis	Nombre de couches	$V_f$ (%)	%P
UDM-01	$[0]_8$	8	$40,71 \pm 0,47$	2.33
UDM-02	$[90]_8$	8	$40,02 \pm 0,11$	2.28
UDM-03	$[0]_8$	8	$40,22 \pm 0,26$	2.31
UDM-04	$[90]_8$	8	$41,07 \pm 0,13$	2.30
UDM-05	$[+45/-45]_4$	8	$40,71 \pm 0,51$	2.31
Verre/époxy	$[0/90]_4$	8	$43,00 \pm 0,10$	-

### 3.4 - Essais de caractérisation

Les essais de caractérisation, incluant la traction, la compression, et le cisaillement, ont été effectués avec une machine électromécanique Instron-UI50 LM. Cet équipement est muni d'une cellule de charge d'une capacité de 50 kN. Un extensomètre de 50 mm (modèle Instron 2620, fourni par Epsilon Technology Corp.) permet de mesurer l'allongement afin d'obtenir la déformation en pourcentage par rapport à la longueur initiale. Le Tableau 3.4 détaille les trois types de tests effectués : l'essai de traction (traction longitudinale, soit dans le sens des fibres, et transversale, perpendiculairement aux fibres), l'essai de compression (longitudinale et transversale), et l'essai de cisaillement. Chaque type d'essai fut réalisé selon la séquence d'empilement citée au Tableau 3.2, en accord avec les normes ASTM D3039 pour la traction, ASTM D6641 pour la compression et ASTM D3518 pour le cisaillement [52, 41, 42]. Pour chaque type d'essai, au moins cinq essais valides ont été réalisés tel que précisé aussi dans les normes. Les propriétés

mécaniques recueillies, résumées au Tableau 3.3, incluent les modules d'élasticité dans les deux directions principales ( $E_{1t}$ ,  $E_{2t}$ ,  $E_{1c}$ ,  $E_{2c}$ ), les coefficients de Poisson ( $\nu_{12}$  et  $\nu_{21}$ ) pour ces mêmes directions, le module d'élasticité en cisaillement ( $G_{12}$ ), ainsi que les résistances maximales à la traction ( $F_{1t}$ ,  $F_{2t}$ ), à la compression ( $F_{1c}$  et  $F_{2c}$ ), et au cisaillement ( $F_6$ ).

**Tableau 3.3 : Différents tests mécaniques pour caractériser les paramètres de rigidité d'un pli de base.**

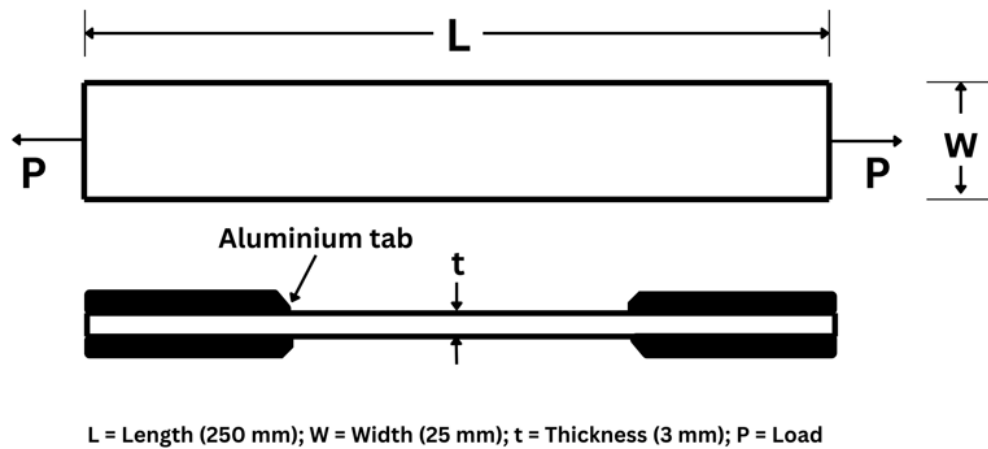
Type d'essai	Plaques testées	Norme utilisée	Caractéristiques de rigidité à dériver
Essai de traction	UDM-01 UDM-02	ASTM D3039 [52]	$E_{1t}$ et $E_{2t}$ $\nu_{12}$ et $\nu_{21}$ $F_{1t}$ et $F_{2t}$
Essai de compression	UDM-03 UDM-04	ASTM6641 [41]	$E_{1c}$ et $E_{2c}$ $\nu_{12}$ $F_{1c}$ et $F_{2c}$
Essai de cisaillement plan	UDM-05	ASTM D3518 [42]	$G_{12}$ et $F_6$

### 3.4.1 - Essai de traction :

#### 3.4.1.1 Direction longitudinale

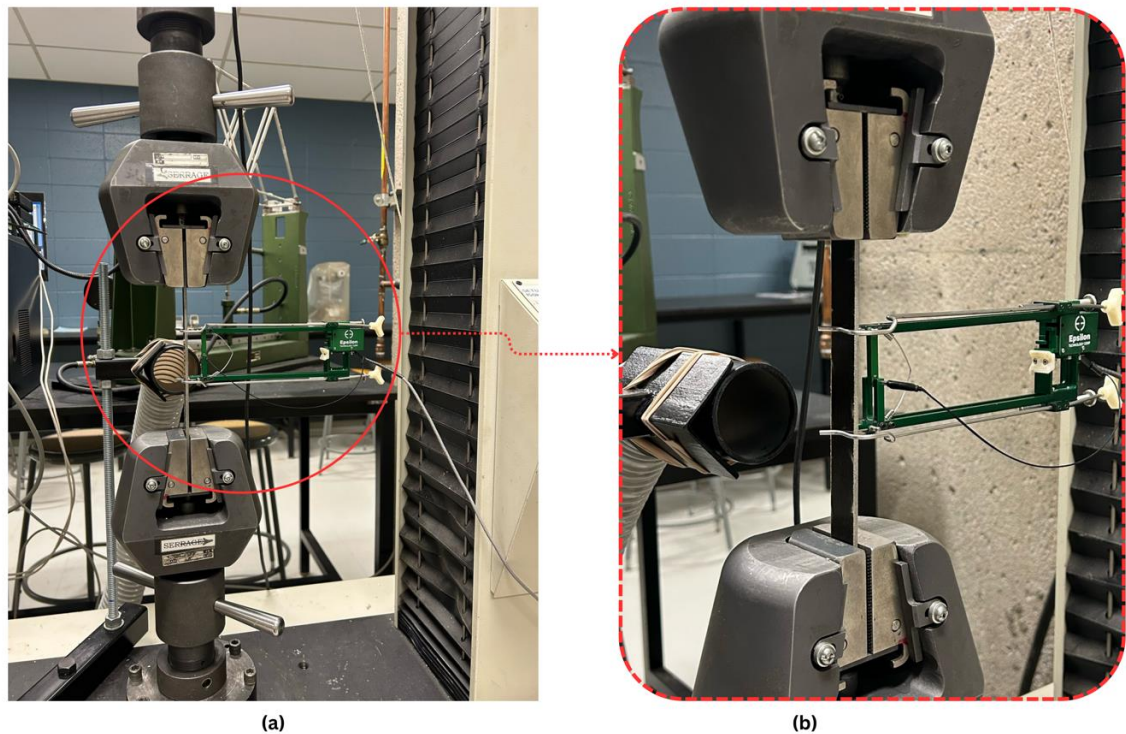
Les dimensions des échantillons de traction longitudinale, conformes aux spécifications de la norme ASTM D3039 [52] et présentées dans la Figure 3.9, sont de 254 mm de longueur et de 25,4 mm de largeur. Les éprouvettes testées provenaient de la plaque composite UDM-01, découpées avec précision à l'aide d'une machine de découpe à jet d'eau ProtoMAX (Kent, États-Unis). Avec cette méthode, il est moins risqué d'induire du délaminage et des erreurs de dimensions comparativement à la découpe à sec à l'aide d'une scie abrasive [28]. La ligne de découpe est aussi plus mince que celle d'une lame de scie abrasive et l'eau empêche l'échauffement de la plaque pendant la découpe. Les éprouvettes sont séchées rapidement après la découpe pour éviter la reprise d'eau.





**Figure 3.9 : Dimensions d'une éprouvette de traction selon la norme ASTM D3039 [52].**

L'objectif de cet essai est de mesurer le module d'élasticité longitudinal en tension, le coefficient de Poisson  $\nu_{12}$ , et d'évaluer la contrainte maximale à la rupture. Pour ce faire, chaque échantillon a été muni de deux jauges de déformation modèle CEA-13-240UZA-120, fournies par Micro-Measurements (Toronto, Canada), l'une placée dans le sens de la longueur et l'autre dans le sens de la largeur de l'éprouvette. L'exactitude des données mesurées a été vérifiée par l'utilisation combinée de l'extensomètre et des jauges. La mise en place pour les tests de traction est présentée dans la Figure 3.10.



**Figure 3.10 : Dispositif expérimental (essai de traction).**

Pour le calcul du coefficient de Poisson, l'Équation (4) établie par la norme ASTM D3039 [52] a été appliquée. Cette formule intègre les déformations enregistrées par les jauges dans les directions longitudinale et transversale afin de déterminer le ratio de déformation transversale ( $\epsilon_{ti}$ ) par rapport à la déformation longitudinale ( $\epsilon_{li}$ ) tel que:

$$\nu_{12} = \frac{\epsilon_{t1} - \epsilon_{t2}}{\epsilon_{l1} - \epsilon_{l2}} \quad (4)$$

Le module d'élasticité a été calculé à partir de la courbe contrainte-déformation, enregistrée numériquement à l'aide du logiciel Testing Software de la compagnie Lab Integration inc. Bien que la norme ASTM D3039 [52], recommande de mesurer la pente de la courbe dans une plage de valeurs de déformation comprise entre 0,1 % et 0,3 %, cette méthode n'a pas pu être appliquée en raison de la nature bilinéaire du comportement des composites unidirectionnels renforcés par des fibres de lin. Le point de transition (ou

genou) de la courbe se trouve directement dans cette plage de déformation. Par conséquent, une autre méthode a été utilisée : le module d'élasticité a été évalué en mesurant des plages de déformation situées avant et après le point de transition pour fournir des résultats plus représentatifs.

#### *3.4.1.1 Direction transversale*

L'objectif principal des essais de traction perpendiculaire aux fibres est de mesurer le module d'élasticité transverse, de calculer le coefficient de Poisson  $\nu_{21}$  et d'identifier la résistance à la rupture dans cette direction. Les essais ont suivi la même approche que pour ceux réalisés dans le sens longitudinal, en utilisant des éprouvettes provenant de la plaque UDM-02. Les dimensions de ces éprouvettes sont conformes aux exigences de la norme ASTM D3039 [52], avec une longueur de 152,4 mm et une largeur de 25,4 mm. Chaque échantillon a été muni de deux jauges de déformation identiques à celles employées pour les mesures de traction longitudinale. Il est important de noter que les mêmes méthodes, tant pour le calcul du coefficient de Poisson que pour la détermination de la pente permettant de calculer le module d'élasticité, ont été employées.

#### ***3.4.2 - Essai de compression:***

Les essais de compression ont été réalisés conformément à la norme ASTM D6641 [41]. L'objectif principal de ces essais est de déterminer les propriétés mécaniques en compression, à savoir le module d'élasticité, la contrainte à la rupture et le coefficient de Poisson. Toutes les éprouvettes ont été découpées par jet d'eau tel que mentionné à la section 3.4.1.1. Les dimensions adoptées pour l'éprouvette, recommandées par la norme ASTM D6641 [41], sont de 140 mm de longueur et 13 mm de largeur comme illustré à la Figure 3.11. De plus et conformément aux directives de la norme d'essai ASTM D6641 [41], des talons rectangulaires d'une épaisseur de 1,5 mm ont été collés aux extrémités des éprouvettes pour renforcer ces zones localement. Ces derniers ont été découpés dans une plaque composite verre/époxy à renfort tissé et ont été fixés à l'aide d'une colle époxy,

référéncée 12-01 part A (adhésif époxy épais) et part B (durcisseur), fournie par la compagnie Adhesive Solutions (Toronto, Canada), spécifiquement adaptée à ce type d'essai. Une longueur effective de l'éprouvette de 13 mm entre l'extrémité des talons fut maintenue en insérant une cale appropriée entre ceux-ci pour le collage final. Les talons verre/époxy ont été collés sous presse à l'aide de cales d'épaisseur précisément ajustées à l'épaisseur totale requise de l'échantillon et des talons. Cette façon de faire permettait d'assurer la planéité et le parallélisme des deux faces de chaque côté des talons afin de limiter les efforts en flexion dans l'éprouvette, ce qui s'est avéré très efficace comme approche de collage. La même machine d'essai que celle utilisée pour les essais de traction a été employée. Cependant et dans ce cas, l'acquisition des données de force et de déformation relative a été effectuée de manière distincte. La force a été enregistrée avec

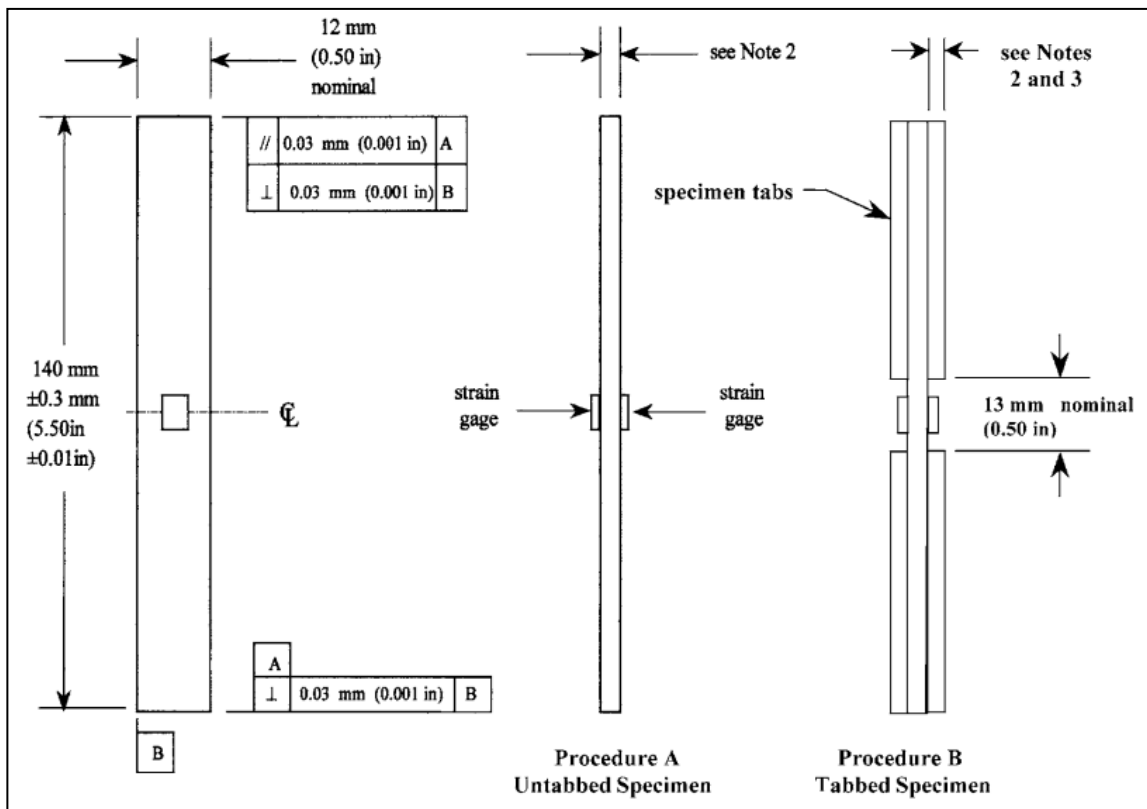
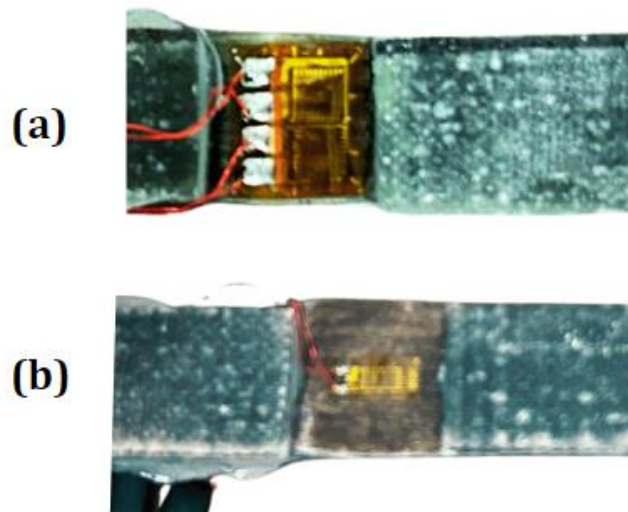


Figure 3.11 : Dimensions des essais de compression selon la norme ASTM-D6641 [41].

le logiciel fourni par la compagnie Lab Integration Inc., spécialement conçu pour faire l'enregistrement et l'analyse des données de force. D'autre part, la déformation relative a été mesurée à l'aide de deux types de jauges de déformation fournies par Intertechnology Inc. (Toronto, Canada) : une jauge biaxiale et une jauge uniaxiale, positionnées respectivement sur les côtés opposés de l'échantillon, comme illustré à la Figure 3.12.



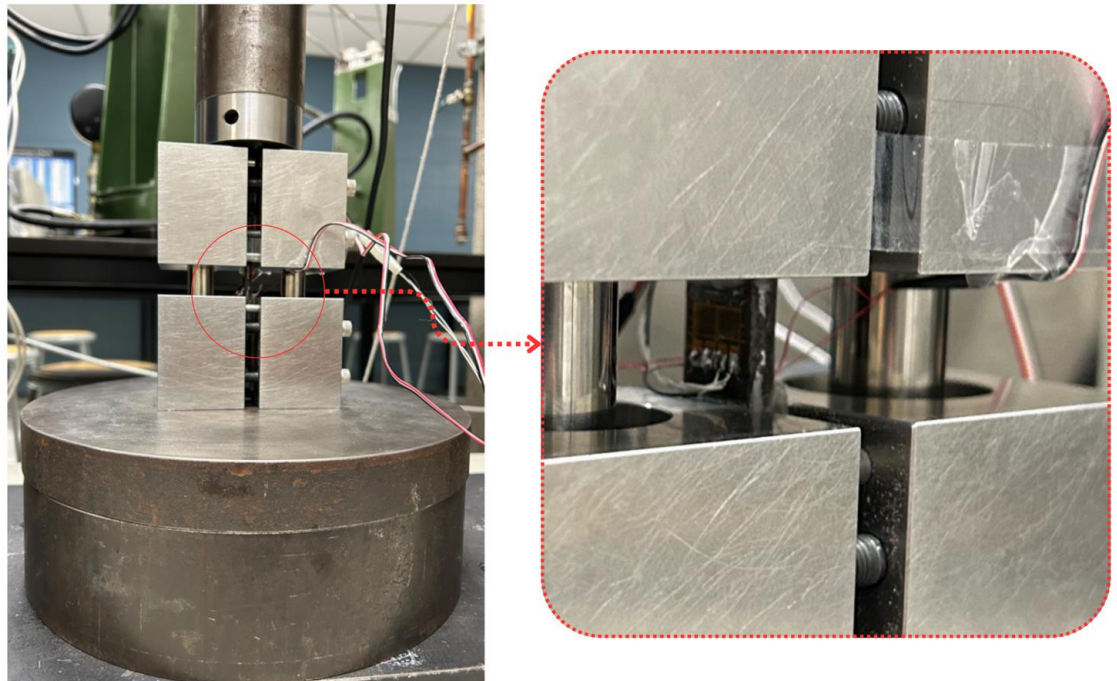
**Figure 3.12 : Configuration des essais de compression selon ASTM D6641 [41], avec jauges uniaxiale et biaxiale pour la mesure de la déformation : (a) vue de devant, (b) vue de l'arrière.**

Cette configuration de jauge permet d'évaluer la différence relative entre les mesures de déformation axiale des deux jauges longitudinales. Elle doit rester sous le seuil de 10% pour éviter le risque d'application d'une charge excessive en flexion ou une déformation par flambage. La première jauge uniaxiale est le modèle C2A-13-125LW-120, et la seconde est une jauge biaxiale de type CEA-06-125UT-120. Elles ont été choisies pour leurs dimensions (par rapport à l'espace disponible restreint de l'éprouvette) ainsi que pour leur fiabilité et précision dans la mesure des déformations. Ces jauges ont été connectées à un programme d'acquisition de données développé avec le logiciel LABVIEW de National Instruments. Conformément à la norme ASTM D6641 [41], le

pourcentage de flexion  $B_y$  de l'échantillon est, calculé selon l'Équation (5) et ne doit pas excéder 10% :

$$B_y = \frac{\epsilon_{11(1)} - \epsilon_{11(2)}}{\epsilon_{11(1)} + \epsilon_{11(2)}} \times 100 ; \quad (5)$$

où  $\epsilon_{11(1)}$  représente la déformation de la jauge biaxiale dans la direction longitudinale, et  $\epsilon_{11(2)}$  celle de la jauge uni axiale. Le montage de l'essai de compression est montré à la Figure 3.13.



**Figure 3.13 : Montage de l'essai de compression.**

Les différentes propriétés mécaniques mesurées au cours de cet essai sont déterminées à l'aide des équations suivantes :

- Résistance à la compression du stratifié ( $F_{ic}$ ) : calculée à partir de la charge maximale avant la rupture,  $P_f$ , et des dimensions de l'échantillon (largeur  $w$ , et son épaisseur,  $h$ ), selon l'Équation (6):

$$F_{ic} = \frac{P_f}{w \times h} \quad (6)$$

- Module d'élasticité en compression du stratifié ( $E_{ic}$ ) : il est recommandé de calculer ce module sur une plage de déformation longitudinale allant de 0.001 à 0.003 % en utilisant l'Équation (7) :

$$E_{ic} = \frac{P_2 - P_1}{(\epsilon_{l2} - \epsilon_{l1}) \times (w \times h)} \quad (7)$$

Ici,  $P_1$  et  $P_2$  sont les charges correspondant aux déformations longitudinales  $\epsilon_{l1}$  et  $\epsilon_{l2}$ , respectivement, qui se situent entre 1000 et 3000 microdéformations (micro-strain) dans la courbe (contrainte-déformation) et mesurées par la jauge biaxiale, avec  $w$  et  $h$  représentant la largeur et l'épaisseur de l'échantillon.

- Coefficient de Poisson : déterminé en utilisant la même plage de déformation que pour le calcul du module de compression, selon l'Équation (8):

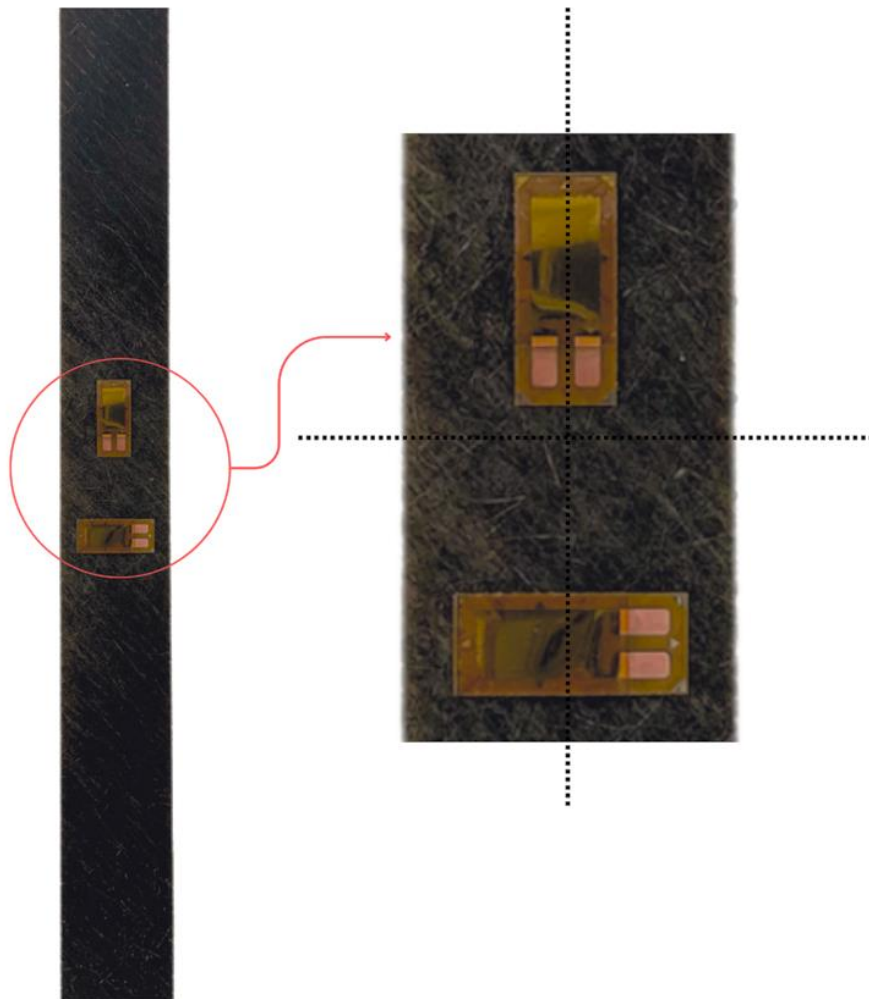
$$\nu_{12} = \frac{\epsilon_{t1} - \epsilon_{t2}}{\epsilon_{l1} - \epsilon_{l2}} \quad (8)$$

avec  $\epsilon_{l1}$  et  $\epsilon_{l2}$  représentant les déformations longitudinales et  $\epsilon_{t1}$  et  $\epsilon_{t2}$  représentant les déformations transversales, mesurées par la jauge biaxiale. Ces valeurs se situent entre 1000 et 3000 microdéformations dans la courbe contrainte-déformation.

### ***3.4.3 - Essai de cisaillement :***

Les essais de cisaillement dans le plan ont été réalisés conformément à la norme ASTM D3518 [42] en utilisant la méthode d'essai de traction sur des échantillons présentant un empilement de  $[\pm 45]_4$ . La même machine d'essai que celle utilisée pour les essais de traction a été employée, équipée d'une cellule de charge de 50 kN, et les essais ont été exécutés à une vitesse de déplacement constante de 1 mm/min. Les déformations ont été mesurées à l'aide de deux jauges de déformation, conformément aux directives de la norme ASTM D3518 [42]. Les jauges utilisées, de type CEA-13-240UZA-120, ont été fournies par la compagnie Micro-Measurements (Toronto, Canada). Une jauge était positionnée à  $0^\circ$  et l'autre à  $90^\circ$  par rapport à l'axe de chargement, comme illustré à la Figure 3.14, qui

détaille l'emplacement des jauges. Cinq éprouvettes ont été testées, chacune mesurant 177,8 mm de long sur 25,4 mm de large. À noter que les zones blanchâtres visibles sur les jauges de la Figure 3.14 résultent de reflets lumineux et ne correspondent à aucun défaut physique ou de collage des jauges. La résistance en cisaillement dans le plan ( $F_6$ ) est calculée avec l'Équation (9) tirée de la norme ASTM D3518 [42];



**Figure 3.14 : Emplacement des jauges de déformation pour les essais de cisaillement dans le plan.**



$$F_6 = \frac{P_m}{2A} \quad (9)$$

où  $P_m$  est la force maximale (en Newtons) appliquée à 5 % de la déformation totale en cisaillement ou en-dessous de ce seuil et  $A$  est l'aire en  $\text{mm}^2$  de la section transversale.

Pour chaque point de données enregistré pendant l'essai, la déformation de cisaillement,  $\gamma_{12,i}$ , a été calculée en utilisant l'Équation (10), avec la déformation maximale de cisaillement déterminée par la valeur la plus élevée obtenue à partir de l'Équation (10);

$$\gamma_{12,i} = \varepsilon_{li} - \varepsilon_{ti} \quad (10)$$

où  $\gamma_{12,i}$  représente la déformation de cisaillement au  $i$ -ème point de données,  $\varepsilon_{li}$  et  $\varepsilon_{ti}$  représentent respectivement les déformations longitudinale et transversale au  $i$ -ème point de données, exprimées en microdéformations ( $\mu\varepsilon$ ). Il est essentiel de noter que  $\gamma_{12,i}$  doit être inférieure à 5%, car selon la norme utilisée, les résultats des essais au-delà de ce seuil ne sont pas considérés comme valides. Enfin, le module de cisaillement  $G_{12}$  a été déterminé à partir de la partie linéaire initiale de la courbe contrainte-déformation en cisaillement, présentée à la section des résultats.

### 3.5 - Modèle numérique :

Le développement du modèle numérique est réalisé avec le logiciel ABAQUS. Le modèle numérique est développé à l'échelle du pli (méso-scopique). Il est ensuite utilisé pour reproduire le chargement de traction sur l'éprouvette  $[\pm 45]_4$ . L'objectif principal est d'analyser le potentiel d'utiliser un modèle de simulation simple à l'échelle méso-scopique pour reproduire le comportement des stratifiés faits avec les renforts lin UD-mat dont les propriétés du pli de base ont été mesurées expérimentalement selon les essais décrits ci-dessus. Le travail numérique présenté est préliminaire, les travaux futurs à cet effet devront s'attarder à des stratifiés plus complexes de même qu'aux aspects non-linéaires du comportement des matériaux en présence.

### 3.5.1 - *Modèle de comportement:*

Une première simulation d'essai de traction pour un stratifié de type  $[\pm 45]_4$  renforcé par des plis unidirectionnels de lin a été réalisée en utilisant la plateforme ABAQUS. Les propriétés mécaniques des plis, obtenues lors des essais de caractérisation, ont été utilisées pour définir le comportement du matériau. Ces propriétés, détaillées dans le Tableau 3.4, ont été intégrées en utilisant un modèle de comportement orthotrope pour un état de contraintes planes, défini par les paramètres  $E_{1t(p)}$ ,  $E_{2t}$ , et  $\nu_{12}$  représentant respectivement les modules d'élasticité longitudinaux et transversaux, ainsi que le coefficient de Poisson, obtenus lors des essais de traction, et  $G_{12}$  représentant le module de cisaillement.

**Tableau 3.4 : Propriétés de base d'un pli du composite de type lin UD-mat/époxy.**

$E_{1t(p)}$	$E_{2t}$	$\nu_{12}$	$G_{12}$
26.83 GPa	6.48 GPa	0,45	2.05 GPa

Le choix du critère de rupture est basé sur la revue de littérature, le critère de Hashin est fréquemment utilisé pour les matériaux composites [3, 49, 50, 53]. Selon ce critère, nous avons les équations (11), (12), (13) et (14), où les  $\sigma_{11}$ ,  $\sigma_{22}$ ,  $\sigma_{33}$ ,  $\sigma_{12}$  représentent les composantes du tenseur des contraintes. Dans ces équations,  $X_T$  (correspondant à  $F_{1t}$ ) et  $Y_T$  (correspondant à  $F_{2t}$ ), sont les contraintes de rupture en traction dans la direction longitudinale et dans la direction transversale, et  $X_C$  (correspondant à  $F_{1c}$ ) et  $Y_C$  (correspondant à  $F_{2c}$ ) sont les contraintes de rupture en compression dans la direction longitudinale et dans la direction transversale. Finalement,  $S_L$  et  $S_T$  (correspondant à  $F_6$ ) sont les contraintes de rupture en cisaillement dans les directions longitudinale et transversale [54, 55, 56].

- Rupture de la fibre en traction ( $\sigma_{11} \geq 0$ ) :

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 + \alpha \left(\frac{\sigma_{12}}{S_L}\right)^2 = 1, \text{ pour } 0 \leq \alpha \leq 1 \quad (11)$$

Pour la rupture en traction, le coefficient  $\alpha$  (paramètre empirique) prend en compte la contribution de la contrainte de cisaillement  $\sigma_{12}$  lors de la rupture des fibres dans le critère de traction, conformément à la théorie de défaillance de Hashin [57]. Dans l'Équation (11), lorsque  $F_f^t = 1$ , les conditions de rupture des fibres en traction sont rencontrées pour l'état de contrainte où  $\sigma_{11}$  est couplée à l'influence de  $\sigma_{12}$  en proportion du paramètre  $\alpha$ . La littérature révèle que ce coefficient peut prendre des valeurs entre 0 et 1, indiquant une flexibilité dans son application selon les spécificités du matériau et les conditions expérimentales [58]. Pour des stratifiés à plis UD de lin, Koh et Madsen [59] comparent quatre critères de rupture, soit ceux de Tsai-Hill, Tsai-Wu, Hashin et le critère de Puck. Ils obtiennent les meilleurs résultats avec les critères de Hashin et Puck avec des erreurs relatives de 7 et 6% respectivement. Le paramètre  $\alpha = 1$  fut utilisé dans leur étude pour le critère de Hashin. Donc dans la présente étude, la valeur  $\alpha = 1$  a été utilisée, valeur correspondant aussi au critère initial tel que développé par Hashin [60]. Il sera cependant important d'ajuster  $\alpha$  dans les travaux futurs pour une prise en compte plus précise de l'effet du cisaillement. Pour les autres modes de rupture, le critère s'écrit comme suit :

- Rupture de la fibre en compression ( $\sigma_{11} < 0$ ) :

$$F_f^c = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_C}\right)^2 = 1 \quad (12)$$

- Rupture de la matrice en traction ( $\sigma_{22} \geq 0$ ) :

$$F_m^t = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_L}\right)^2 = 1 \quad (13)$$

- Rupture de la matrice en compression ( $\sigma_{22} < 0$ ) :

$$F_m^c = \left(\frac{\sigma_{22}}{2S_T}\right)^2 + \left[\left(\frac{Y_C}{2S_T}\right)^2 - 1\right] \frac{\sigma_{22}}{Y_C} + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_L}\right)^2 = 1 \quad (14)$$

Le Tableau 3.5 récapitule les paramètres de ce critère pour les composites à fibres de lin UD-mat/époxy, dérivés des essais réalisés, conformément aux descriptions fournies dans les sections précédentes.

Pour le modèle développé, le critère de Hashin est utilisé uniquement pour prédire l'initiation de la rupture. Une fois que le critère prédit la rupture, peu importe le mode de rupture, la simulation est considérée terminée.

**Tableau 3.5 : Paramètres de critère de Hashin pour les composites Lin (UD)/époxy.**

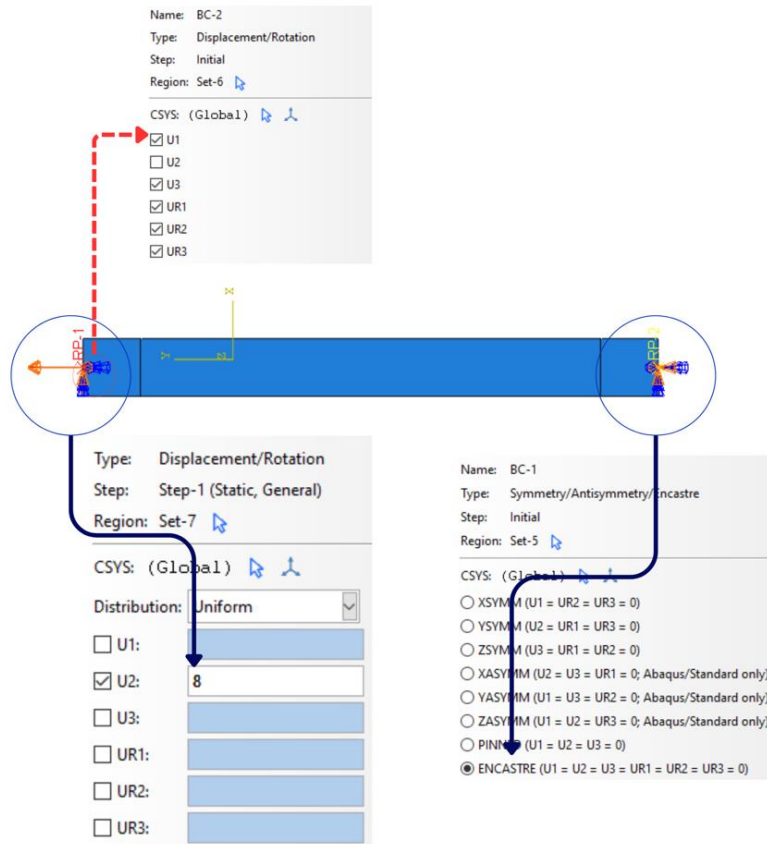
Résistance à la traction longitudinale $X_T (F_{1t})$	Résistance à la compression longitudinale $X_C (F_{1c})$	Résistance à la traction transversale $Y_T (F_{2t})$	Résistance à la compression transversale $Y_C (F_{2c})$	Résistance au cisaillement longitudinal $S_L (F_6)$	Résistance au cisaillement transversal $S_T$ $(F_6)$
248.66 MPa	128.334 MPa	36.59 MPa	102.75 MPa	39.65 MPa	39.65 MPa

### 3.5.2 – Géométrie :

La géométrie de la plaque a été modélisée en utilisant les dimensions et la séquence d'empilement identique au cas expérimental. La plaque a une longueur de 254 mm, une largeur de 25.4 mm, et une épaisseur totale de 3.89 mm pour huit plis, chaque pli ayant une épaisseur de 0.49 mm.

### 3.5.3 – Chargement et conditions aux limites de l'essai :

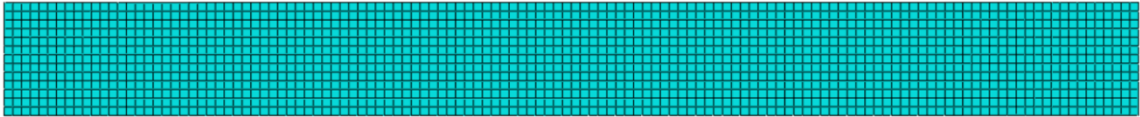
La Figure 3.15 illustre la configuration de l'essai, où la plaque a été soumise à un essai de traction. Un encastrement est appliqué d'un côté, tandis qu'un déplacement est imposé de l'autre côté, dans le sens longitudinal.



**Figure 3.15 : Chargement et conditions aux limites.**

### 3.5.4 Maillage :

Un maillage structuré quadratique a été employé, tel qu'illustré à la Figure 3.16. La plaque a été modélisée en utilisant des éléments de coque déformables quadrilatéraux linéaires de type S4R. Afin de garantir que les résultats ne dépendent pas de la taille du maillage, une analyse de convergence de maillage a été effectuée. Le modèle final compte 1806 nœuds et 1664 éléments.

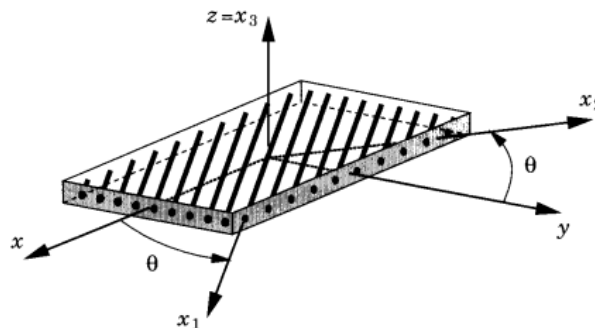


**Figure 3.16 : Maillage de l'éprouvette en stratifié de  $[\pm 45]_4$  renforcé par des plis unidirectionnels de lin UD-Mat/époxy.**

### 3.6 - Modèle Analytique

Le modèle analytique s'appuie sur la théorie classique des laminées (CLT) pour prédire le comportement mécanique des matériaux stratifiés soumis à divers types de chargement. Cette approche traite chaque couche du stratifié comme un milieu homogène et orthotrope, fondée sur ses propriétés mécaniques spécifiques, telles que les modules élastiques dans les directions longitudinale ( $E_1$ ) et transversale ( $E_2$ ), le module de cisaillement ( $G_{12}$ ) et le coefficient de Poisson  $\nu_{12}$ .

L'objectif de ce modèle est de déterminer les modules d'élasticité transformés ( $E_x$  et  $E_y$ ) pour le stratifié considéré ( $[\pm 45]_4$  dans le cas présent) sous une orientation  $\theta$  quelconque par rapport aux axes principaux des plis (1,2) comme le montre la Figure 3.17, avec l'axe 1 =  $x_1$ , et l'axe 2 =  $x_2$ .



**Figure 3.17 : Représentation des axes principaux et des axes de pli pour un stratifié  $[\pm 45]_4$  sous une orientation  $\theta$ .**

Cette démarche permettra de comparer de manière directe les prédictions analytiques du comportement mécanique des stratifiés avec celles obtenues par la simulation ABAQUS, afin de valider le modèle préliminaire employé.

Les propriétés mécaniques d'un pli sous une orientation  $\theta$  par rapport à l'axe de référence peuvent être transformées en utilisant les équations suivantes [57] :

$$\frac{1}{E_x} = \frac{m^2}{E_1}(m^2 - n^2\nu_{12}) + \frac{n^2}{E_2}(n^2 - m^2\nu_{12}) + \frac{m^2n^2}{G_{12}} \quad (15)$$

$$\frac{1}{E_y} = \frac{n^2}{E_1}(n^2 - m^2\nu_{12}) + \frac{m^2}{E_2}(m^2 - n^2\nu_{12}) + \frac{m^2n^2}{G_{12}} \quad (16)$$

Ici,  $m$  et  $n$  sont les cosinus et sinus de l'angle d'orientation du pli par rapport à l'axe de sollicitation ( $x$  à la Figure 3.17), respectivement. Les résultats analytiques sont comparés aux données expérimentales et de simulation ABAQUS pour valider le modèle numérique et évaluer la précision de la CLT.

## CHAPITRE 4 - RESULTATS ET DISCUSSION

### 4.1 - Introduction :

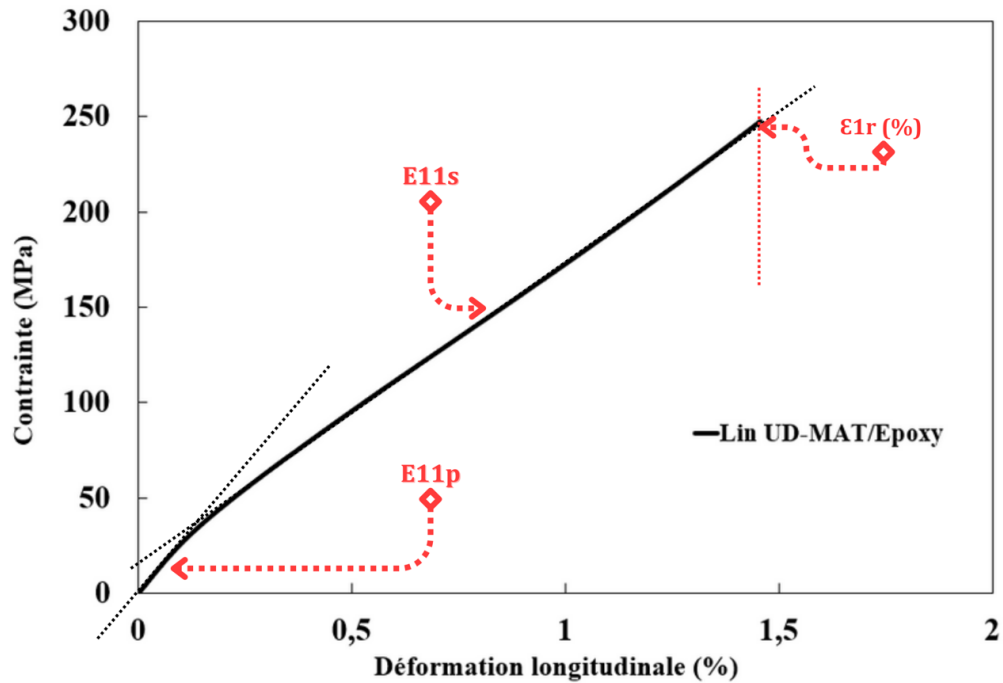
Ce chapitre présente une analyse des propriétés mécaniques de base du pli d'un composite à fibres de lin unidirectionnel (UD) à renfort UD-mat, à travers les essais de traction, compression et cisaillement présentés au Chapitre 3. Il débute par une étude des comportements bilinéaires en traction longitudinale et transversale, soulignant les réponses spécifiques de ce composite sous contrainte et l'effet du liant mat sur la rigidité transversale. Les résultats de ces essais sont mis en perspective avec des travaux antérieurs, enrichissant la compréhension du potentiel et des limites du matériau et l'apport du liant mat. L'analyse se poursuit avec les essais de compression, révélant l'influence de l'orientation des fibres et de la composition sur la performance des composites, et se conclut par l'examen des propriétés en cisaillement. Une comparaison entre les résultats expérimentaux et les simulations par éléments finis est également présentée, identifiant les limites des modèles actuels et suggérant des améliorations pour des prédictions plus précises. Le chapitre établit ainsi une base solide pour la compréhension du comportement des composites à base de fibres de lin à renfort UD-mat, ouvrant la voie à des recherches futures pour leur optimisation.

### 4.2 - Essais de traction

#### 4.2.1 - Essai de traction longitudinale

La Figure 4.1 présente une courbe type résultant d'un essai de traction longitudinale. La courbe révèle un comportement bilinéaire, conformément aux observations rapportées dans plusieurs travaux de la littérature [8,34]. Un point de transition (appelé aussi genou de la courbe contrainte-déformation) est observé autour de 0,1 à 0,15 % de déformation. Dans la Figure 4.1,  $E_{1t(p)}$  et  $E_{1t(s)}$  réfèrent aux modules d'élasticité primaire (p) et secondaire (s), soit avant et après le point de transition de la courbe.





**Figure 4.1 : Courbe typique contrainte-déformation en traction pour les composites à base de fibres UD Lin-mat dans le sens longitudinal.**

Durant les tests, une attention particulière a été portée à la détermination du coefficient de Poisson. Pour ce faire, des jauges de déformation ont été placées longitudinalement et transversalement sur chaque échantillon testé. Afin d’assurer l’intégrité et la fiabilité des données, les mesures obtenues à partir de la jauge longitudinale ont été vérifiées à l’aide d’un extensomètre. La Figure 4.2 montre les courbes typiques de contrainte-déformation obtenues dans les directions longitudinale (direction 1) et transversale (direction 2). La Figure 4.3 illustre la relation entre la déformation transversale et la déformation longitudinale, utilisée pour déterminer le coefficient de Poisson.

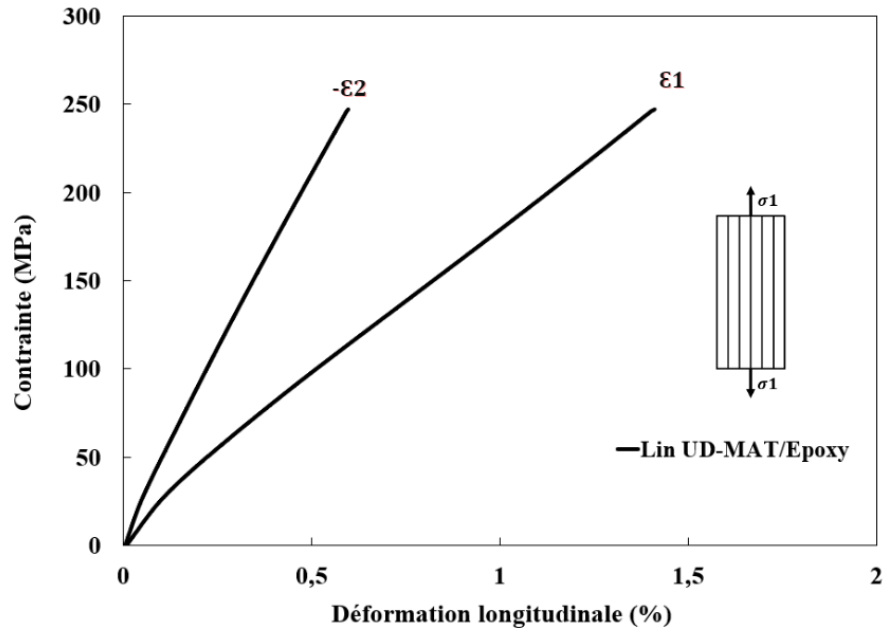


Figure 4.2 : Courbes de contrainte pour les jauges longitudinale et transversale en traction longitudinale ( $0^\circ$ ) pour le composite lin UD-mat [0]8.

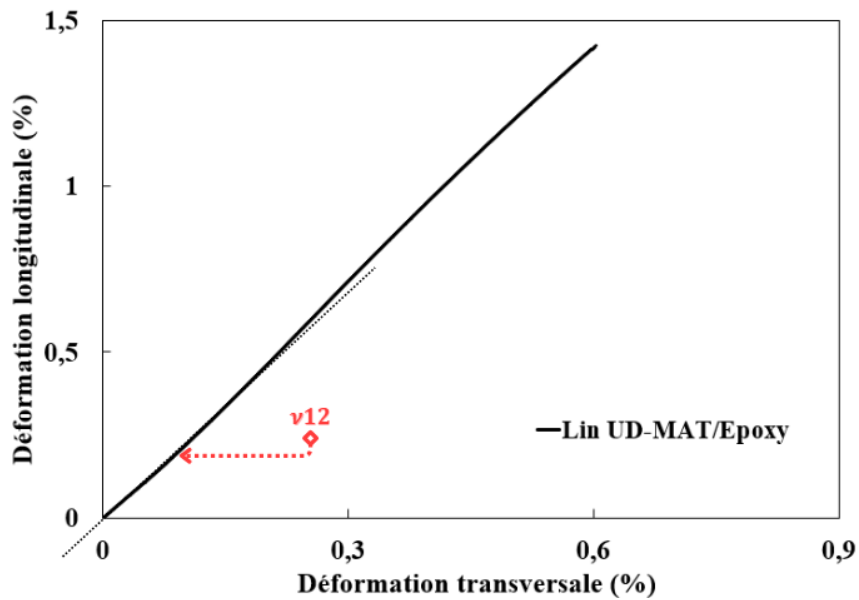


Figure 4.3 : Courbe présentant la relation entre la déformation transversale et la déformation longitudinale pour la détermination du coefficient de Poisson en traction longitudinale pour le composite lin UD-mat [0]8.

Le Tableau 4.1 présente les résultats des essais de traction longitudinale, notamment les modules d'élasticité ( $E_{1t(p)}$  et  $E_{1t(s)}$ ), la résistance à la traction ( $F_{1t}$ , correspondant à la contrainte à la rupture), le coefficient de Poisson ( $\nu_{12}$ ) et l'allongement à la rupture ( $\epsilon_{1rt}$ ).

**Tableau 4.1 : Propriétés en traction du composite lin UD-MAT (sens longitudinal  $0^\circ$ ).**

Test	Échantillons	Module d'élasticité primaire	Module d'élasticité secondaire	Résistance à la traction	Coefficient de Poisson	Allongement à la rupture
		$E_{1t(p)}$ (GPa)	$E_{1t(s)}$ (GPa)	$F_{1t}$ (MPa)	$\nu_{12}$	$\epsilon_{1rt}$ (%)
1	UDM-01-01	27,68	16,36	249,39	0,46	1,42
2	UDM-01-02	26,88	16,06	247,57	0,44	1,46
3	UDM-01-03	26,16	16,21	249,05	0,45	1,44
4	UDM-01-04	26,82	16,64	249,90	0,47	1,42
5	UDM-01-05	26,62	16,20	247,38	0,42	1,44
Moyenne		26,83	16,29	248,66	0,45	1,44
Ecart type		0,51	0,21	1,10	0,02	0,02

Les résultats obtenus, pour ce qui est des modules d'élasticité primaire et secondaire, sont conformes aux fourchettes de valeurs de la littérature pour des composites similaires [8, 32]. Par exemple, les modules primaires à 26,83 GPa et secondaire à 16,29 GPa corroborent les résultats obtenus par Saadati et al. [23], Habibi et al. [8], Poilane et al. [29], Bernaoui et al. [28] et Liang et al. [25].

Saadati et al. [23] ont noté un module de Young longitudinal de 30,04 GPa avant le point de transition, et de 21,26 GPa après, pour un composite en fibres de lin à orientation unidirectionnelle des fibres avec un pourcentage volumique de fibres de 40%. Malgré l'utilisation d'un pourcentage de fibres identique ( $V_f$  de 40%) dans la présente étude, une diminution est observée par rapport aux valeurs signalées par Saadati et al. [23]. Le module  $E_{1t(p)}$  a diminué de 10,69 % et  $E_{1t(s)}$  de 23,38 %. Ces diminutions étaient prévisibles. Pour un même  $V_f$  de 40%, l'influence négative du mat sur les modules d'élasticité longitudinaux (primaire et secondaire) du composite UD-mat s'explique par le fait que les fibres sont orientées aléatoirement dans la phase mat au lieu d'être dans la direction du chargement. Les fibres sont plus résistantes et rigides dans leur direction longitudinale, ce qui réduit l'efficacité de la transmission de la charge lorsque les fibres ne sont pas alignées dans cette direction. Ce résultat est similaire à celui obtenu par Habibi et al. [8], qui ont enregistré un module de Young de 30,24 GPa avant le point de transition (genou de la courbe contrainte-déformation) pour un composite de lin UD seulement, et de 21,54 GPa pour un composite UD-mat de même  $V_f$  incorporant le liant mat de 200 g/m<sup>2</sup>.

Cela souligne l'effet significatif de la configuration du renfort (avec ou sans liant mat) sur les performances mécaniques dans le sens longitudinal du composite. Les Figures 4.4 et 4.5 montrent le type de rupture obtenu lors des essais. La Figure 4.5, obtenue avec un microscope électronique à balayage (MEB), illustre les mécanismes de rupture. La rupture des fibres et leur déchaussement, de même que la décohésion fibre-matrice ont été identifiés comme les principaux mécanismes de défaillance, conformément aux travaux antérieurs de la littérature [23].

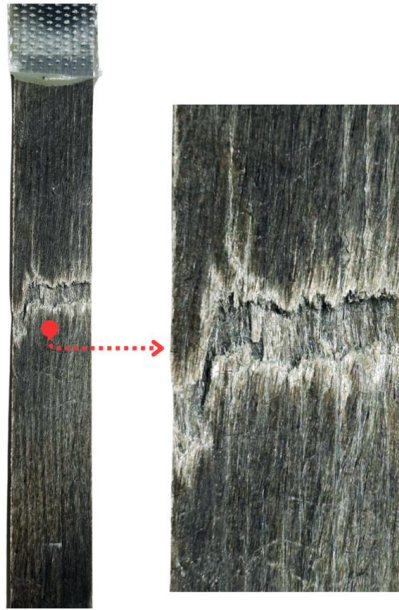


Figure 4.4 : Mécanismes de défaillance observés en traction longitudinale à 0°.

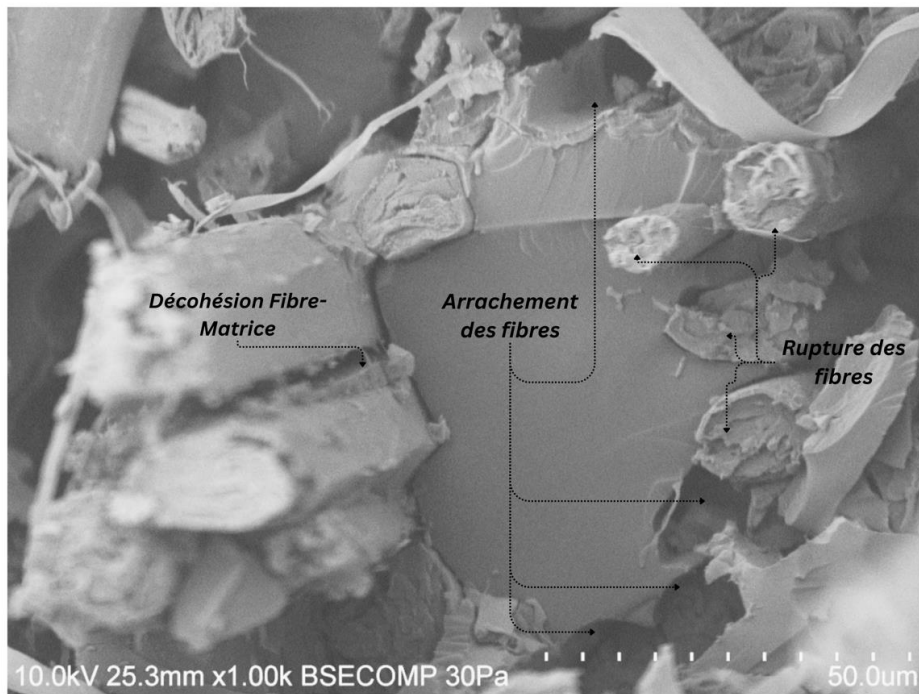


Figure 4.5 : Image MEB des mécanismes de défaillance en traction longitudinale à 0°.

#### ***4.1.2 – Essais de traction transversale***

La Figure 4.6 illustre les courbes typiques obtenues à partir des essais transversaux, mettant en évidence une réponse non linéaire, ce qui est conforme aux observations antérieurement rapportées dans la littérature [8,23]. Néanmoins, une constatation majeure ressort de ces essais : le module d'élasticité transversal moyen s'élève à 6,48 GPa. Cette donnée, comparée aux résultats de Saadati et al. [23] qui ont documenté un module transversal de 4,24 GPa pour un composite UD de lin avec un  $V_f$  identique de 40%, révèle une augmentation significative de 52,83%. En outre, la résistance à la traction transversale obtenue est plus de deux fois supérieure à celle rapportée par Saadati et al. [23], avec une valeur de 36,59 MPa contre 14,73 MPa, ce qui représente une amélioration de 148,4%. Cela met en lumière l'effet positif du mat sur le module d'élasticité et la résistance transverses, en contraste avec les observations dans le sens longitudinal. Cette conclusion est également étayée par les recherches de Habibi et al. [8], qui ont étudié un composite unidirectionnel de lin à renfort UD-mat, mais avec des densités surfaciques supérieures à celles utilisées dans notre étude. La Figure 4.7 présente les courbes contrainte-déformation typiques obtenues pour les jauges placées longitudinalement et transversalement sur les échantillons testés. Ces courbes permettent de visualiser l'évolution des déformations transversale et longitudinale en fonction de la contrainte appliquée. Par ailleurs, la Figure 4.8 présente la courbe montrant la relation entre la déformation transversale et la déformation longitudinale afin de calculer le coefficient de Poisson. Finalement, le Tableau 4.2 présente les résultats détaillés des essais transverses, tels que le module d'élasticité transversal ( $E_{2t}$ ), la résistance transversale ( $F_{2t}$ , contrainte à la rupture), le coefficient de poisson ( $\nu_{21}$ ) et l'allongement à la rupture ( $\epsilon_{2rt}$ ).

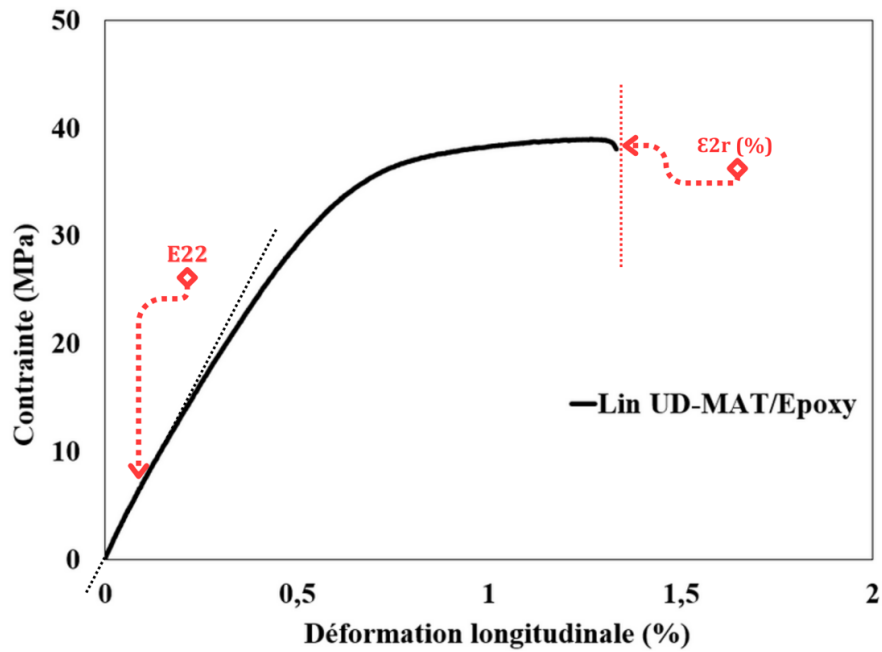


Figure 4.6 : Courbe typique contrainte-déformation en traction transversale (90°) pour le composite lin UD-mat [0]<sub>8</sub>.

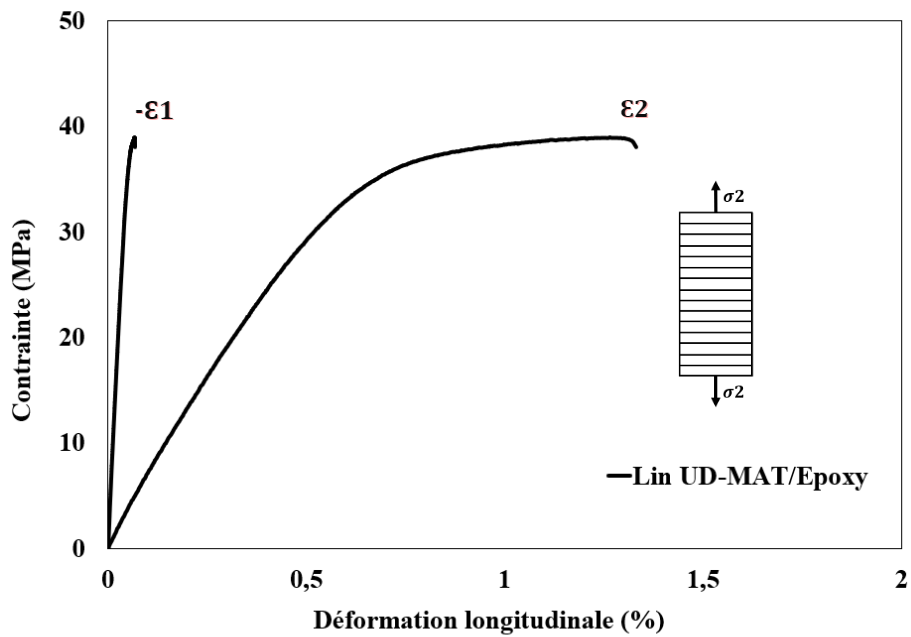


Figure 4.7 : Courbes de contrainte pour les jauges longitudinale et transversale en traction transversale (90°) pour le composite lin UD-mat [0]<sub>8</sub>.

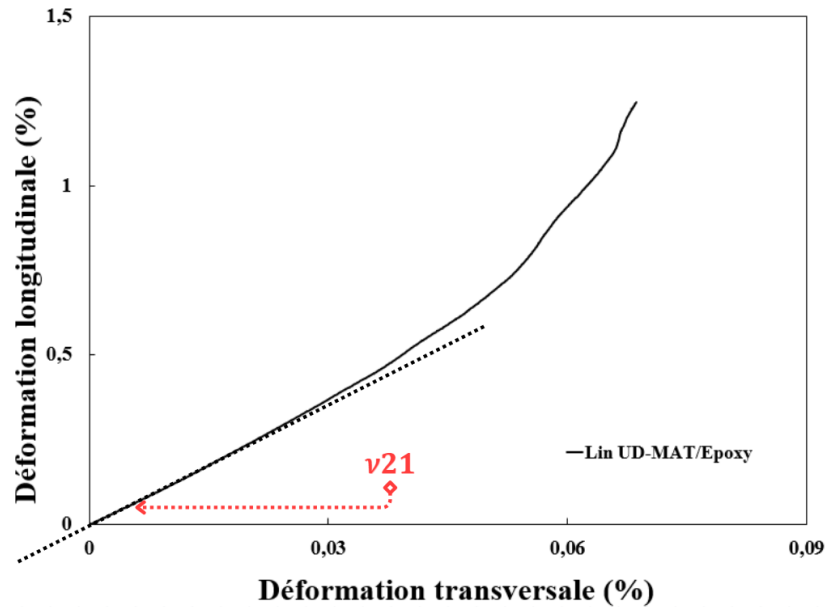


Figure 4.8 : Courbe montrant la relation entre la déformation transversale et la déformation longitudinale pour la détermination du coefficient de Poisson en traction transversale pour le composite lin UD-mat [0]s.

Tableau 4.2 : Propriétés en traction du composite lin UD-MAT (sens transversal 90°).

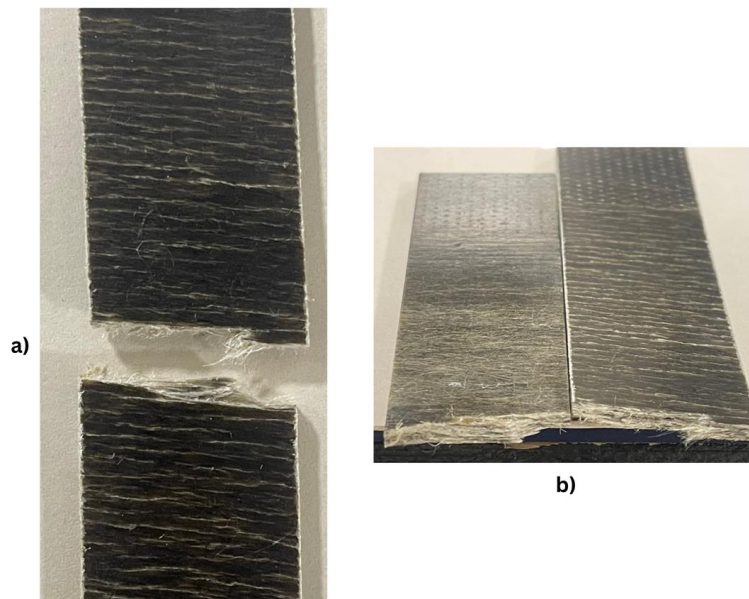
Test	Échantillon	Module de Young	Résistance transversale	Coefficient de poisson	Allongement à la rupture
		$E_{2t}$ (GPa)	$F_{2t}$ (MPa)	$\nu_{21}$	$\epsilon_{2rt}$ (%)
1	UDM-02-01	6,18	37,31	0,084	1,42
2	UDM-02-02	6,98	35,24	0,097	1,46
3	UDM-02-03	6,29	38,02	-	1,44
4	UDM-02-04	6,48	35,62	-	1,42
5	UDM-02-05	6,38	38,04	0,090	1,44
Moyenne		6,48	36,59	0,091	1,44
Ecart type		0,25	1,20	0,006	0,02



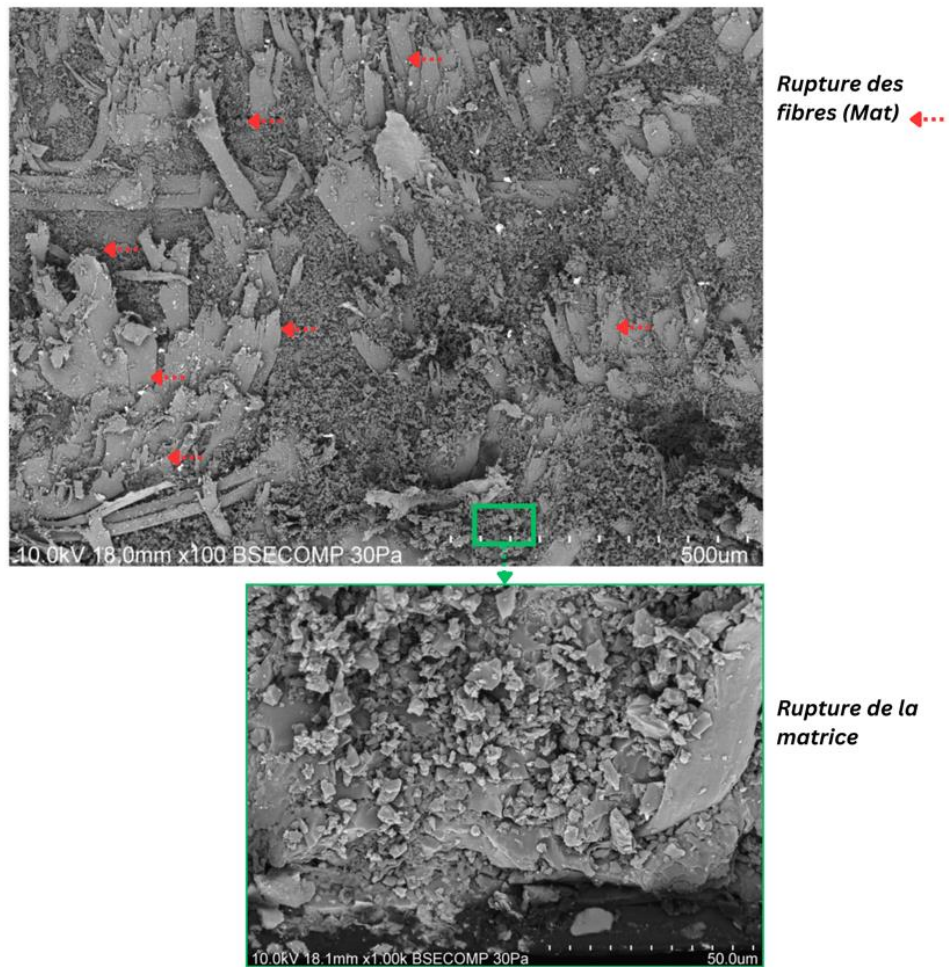
Pour compléter la caractérisation transversale, une vérification a été effectuée avec la relation qui lie les coefficients de Poisson aux modules de Young transversaux et longitudinaux. Dans la théorie des laminés, une relation simple existe entre les modules longitudinaux et transversaux et les coefficients de Poisson [55]. Cette relation est décrite par l'équation suivante :

$$-\frac{\nu_{12}}{E_{11}} = -\frac{\nu_{21}}{E_{22}} \quad (17)$$

Le calcul de  $\nu_{21}$  avec l'Équation (17) et les résultats des Tableaux 4.1 et 4.2 donne  $\nu_{21} = 0.109$ , ce qui donne un écart de 19,4% par rapport à la valeur moyenne expérimentale de 0,091. L'erreur, relativement élevée, tient compte de la variabilité des essais longitudinaux et transversaux et celle (intrinsèque) relative au moulage des plaques composites (variabilités du  $V_f$  notamment). Il faut ajouter à cela la variabilité associée aux fibres naturelles dont les propriétés sont beaucoup moins uniformes que celles obtenues des fibres synthétiques (verre et carbone notamment). Les Figures 4.9 et 4.10 offrent une vue d'ensemble du mode de défaillance observé lors des essais de traction transversale.



**Figure 4.9 : Mécanismes de défaillance observés en traction dans le sens transversal à 90° : (a) vue de face, (b) vue de la facette.**



**Figure 4.10 : Image MEB de la facette de rupture en traction dans le sens transversal 90°.**

La Figure 4.10, obtenue avec un microscope électronique à balayage (MEB), illustre en détail ces mécanismes de défaillance. Une surface de rupture en décalé (sur deux ou trois plans) est observée, provoquée par la rupture des fibres du mat et de la matrice, avec une séparation qui se produit dans le sens transversal. Saadati et al. [23], travaillant uniquement avec des composites UD sans mat, ont observé une surface de rupture avec pontage de fibres d'une surface à l'autre. Dans notre cas, bien que nous observions une surface de rupture en décalé, il n'y pas comme tel de pontage de fibres mais on observe des fibres courtes déchirées, visibles dans les images MEB (Figure 4.10). Cela indique

que la défaillance dans nos échantillons est influencée non seulement par la rupture de la matrice mais aussi par la présence et la rupture des fibres courtes du mat.

## 4.2 - Essais de compression

### 4.2.1 - Essais de compression longitudinale

La Figure 4.11 présente une courbe typique obtenue lors des essais de compression longitudinale. Le comportement observé, caractérisé par une réponse non linéaire, s'aligne sur les constatations des recherches antérieures concernant les composites à fibres de lin en compression, notamment celles publiées par Saadati et al. [23], et Liang et al. [25]. Ces études concluent à un comportement initial linéaire qui évolue vers un comportement non linéaire à partir de déformations de l'ordre de 0,3% à 0,4% [23, 25].

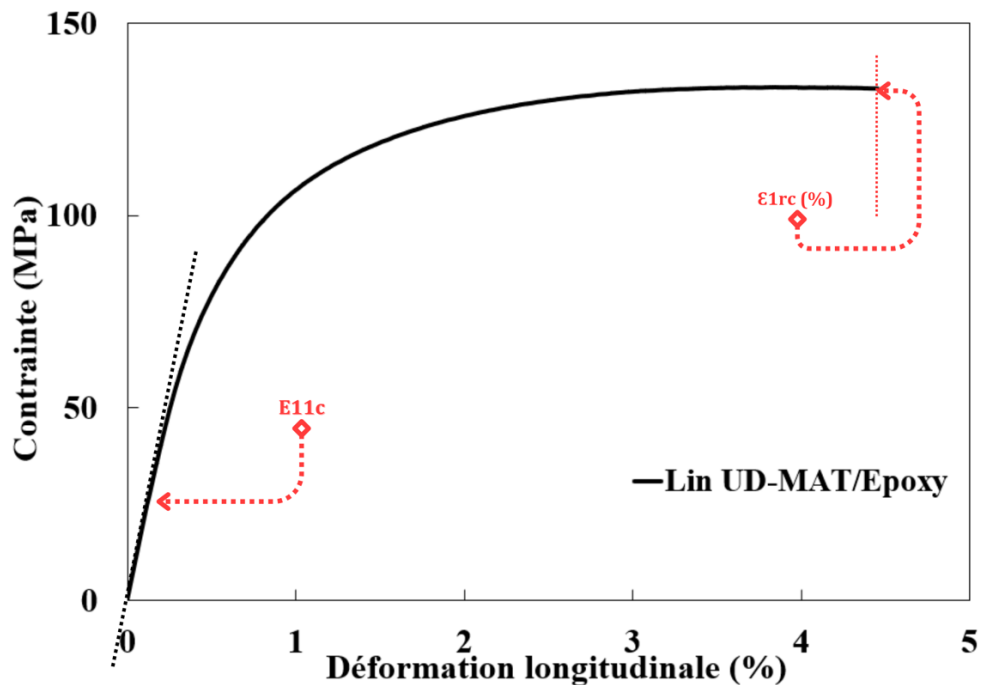


Figure 4.11 : Courbe typique contrainte-déformation en compression pour les composites à base de fibres UD Lin-Mat [0]<sub>8</sub> dans le sens longitudinal à 0°.

La Figure 4.12 offre une vue complémentaire en présentant les courbes contrainte-déformation pour les jauges longitudinale et transversale lors des essais de compression longitudinale du composite lin UD-mat.

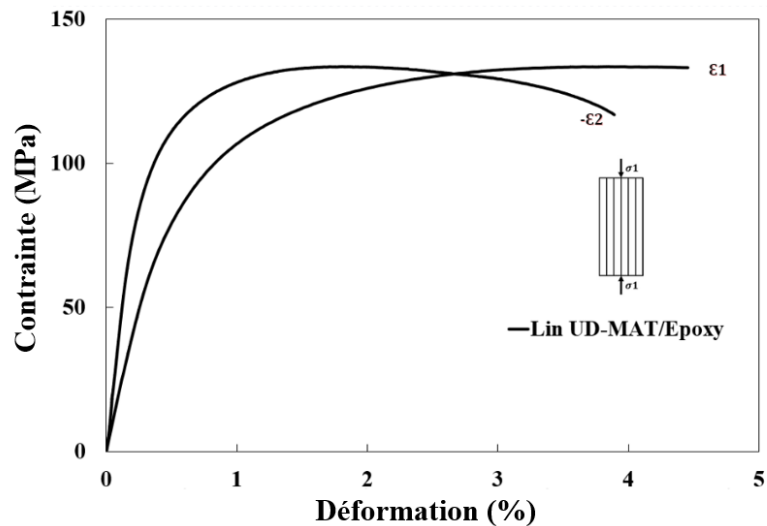


Figure 4.12 : Courbes contrainte-déformation pour les jauges longitudinale et transversale en compression longitudinale ( $0^\circ$ ) pour le composite lin UD-mat [0]8.

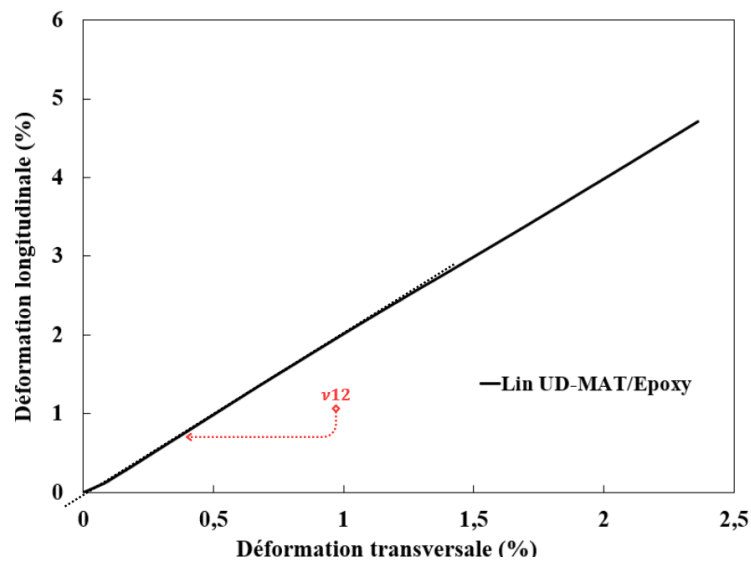


Figure 4.13 : Courbe montrant la relation entre la déformation transversale et la déformation longitudinale pour la détermination du coefficient de Poisson en compression longitudinale pour le composite lin UD-mat [0]8.

Cette représentation graphique permet une comparaison directe du comportement mécanique du matériau dans les deux directions. Par ailleurs, la Figure 4.13 présente la courbe de la déformation longitudinale en fonction de la déformation transversale pour le calcul du coefficient de Poisson.

Le Tableau 4.3 synthétise les propriétés en compression dérivées des essais, incluant le module d'élasticité longitudinal, la résistance à la rupture, le coefficient de Poisson, et l'allongement à la rupture. Les résultats obtenus, spécifiquement en termes de résistance et de rigidité, se placent dans une gamme comparable à celle reportée dans les études de Saadati et al. [23] ainsi que Liang et al. [25]. Par exemple, le module d'élasticité mesuré est de 23,05 GPa et la résistance est de 128,33 MPa, alors que Saadati et al. [23] ont rapporté respectivement 24,12 GPa et 126,05 MPa. Toutefois, une diminution significative a été observée pour le module d'élasticité et la résistance à la compression du composite,

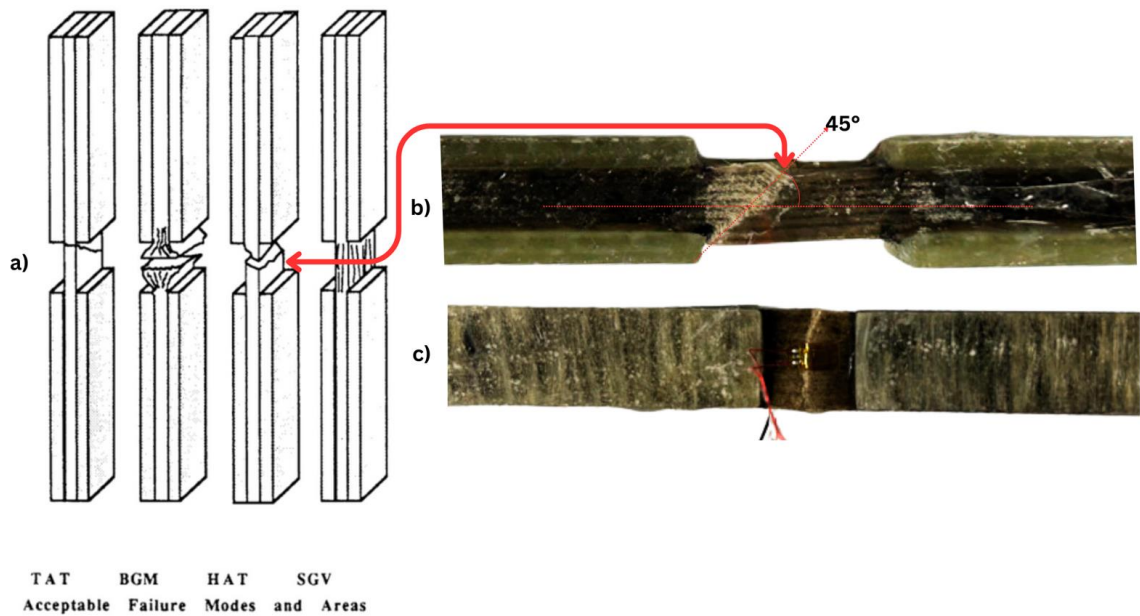
**Tableau 4.3 : Propriétés en compression du composite lin UD-MAT (sens longitudinal 0°).**

Test	Échantillon	Module de Young	Contrainte à la rupture	Coefficient de poisson	Allongement à la rupture
		$E_{1c}$ (GPa)	$F_{1c}$ (MPa)	$\nu_{12}$	$\epsilon_{1rc}$ (%)
1	UDM-03-01	22,94	121,98	0,40	4,44
2	UDM-03-02	22,75	133,39	0,49	4,40
3	UDM-03-03	23,47	126,44	0,51	4,42
4	UDM-03-04	23,02	131,01	0,37	-
5	UDM-03-05	23,08	128,85	0,50	4,57
Moyenne		23,05	128,34	0,46	4,46
Ecart type		0,24	4,45	0,06	0,08

affichant des baisses de 14,09 % et 48,39 % respectivement par rapport aux valeurs en traction. Cette réduction pourrait être attribuée aux faiblesses intrinsèques des fibres de lin en compression et au micro-flambage prématuré résultant d'un mauvais alignement des fibres, comme le mentionnent Liang et al. [25], ainsi que Bos et al. [54].

L'exploration plus approfondie des propriétés mécaniques révèle toutefois une réduction de 4,4 % du module d'élasticité par rapport aux valeurs rapportées par Saadati et al. [23]. Cette diminution de rigidité trouve son origine dans l'introduction du mat dans la structure composite. Contrairement aux fibres unidirectionnelles (UD) qui offrent une rigidité plus élevée, le mat présente une rigidité intrinsèquement inférieure avec un arrangement aléatoire des fibres. Les valeurs sont somme toute très similaires avec une diminution de seulement 4.4 %. En ce qui concerne la résistance en compression, les données actuelles montrent une augmentation marginale de 1,81 %, différence trop faible pour être attribuée de manière concluante à la présence du mat. Cependant, il est important de noter que la résistance en compression des composites peut différer des attentes basées sur d'autres matériaux, tels que les céramiques, où la résistance en compression est généralement supérieure à celle en tension. Pour les composites, des facteurs tels que le désalignement des fibres et le micro-flambage peuvent influencer les propriétés mécaniques de manière complexe et parfois inattendue [55].

Le mode de défaillance, tel qu'identifié à la Figure 4.14, est conforme aux standards de la norme ASTM D6641 [41], avec une rupture de tous les échantillons sous un angle proche de 45°. Ce mode de rupture est corroboré par celui obtenu par Saadati et al. [23] pour les composites UD de lin sans la présence du mat. Ce mode de défaillance met en lumière des phénomènes traduisant un comportement non linéaire, avec un désalignement des fibres entraînant leur flambage accompagné par le décollement des fibres et la rupture de la matrice pour former un plan de rupture à 45° [21].



**Figure 4.14 : Mécanismes de défaillance observés en compression dans le sens longitudinal: a) Analyse des modes de rupture conformes à la norme ASTM D6641, b) représentation en vue latérale et c) représentation en vue frontale d'une éprouvette cassée.**

#### **4.2.2 - Essais de compression transversale**

La Figure 4.15 met en évidence les courbes des essais de compression dans le sens transversal, dévoilant un comportement biphasique distinct. Initialement, une phase linéaire témoigne de la réponse élastique du matériau, où la relation entre la contrainte et la déformation reste proportionnelle. Cette portion linéaire est cruciale car elle révèle la capacité du matériau à résister aux charges appliquées de manière prévisible et réversible. La transition vers une phase non-linéaire se produit autour de 1% de déformation. Cette seconde phase, caractérisée par une dégradation progressive de la rigidité, indique l'initiation de mécanismes de défaillance internes, tels que le début de la microfissuration, ou encore le glissement couche sur couche entre les renforts [23, 25]. Cette évolution vers une non-linéarité jusqu'à la rupture souligne la complexité des interactions au sein du matériau sous un chargement croissant. Ces observations sont en accord avec les travaux antérieurs, comme ceux de Saadati et al. [23], qui ont documenté des comportements

semblables dans des composites unidirectionnels de lin soumis à des contraintes transversales. Les Figures 4.16 et 4.17 détaillent le mode de défaillance d'un échantillon testé en compression transversale, conforme aux standards de la norme ASTM D6641 [41] avec une rupture à un angle d'environ 45°. La Figure 4.17 expose plus précisément

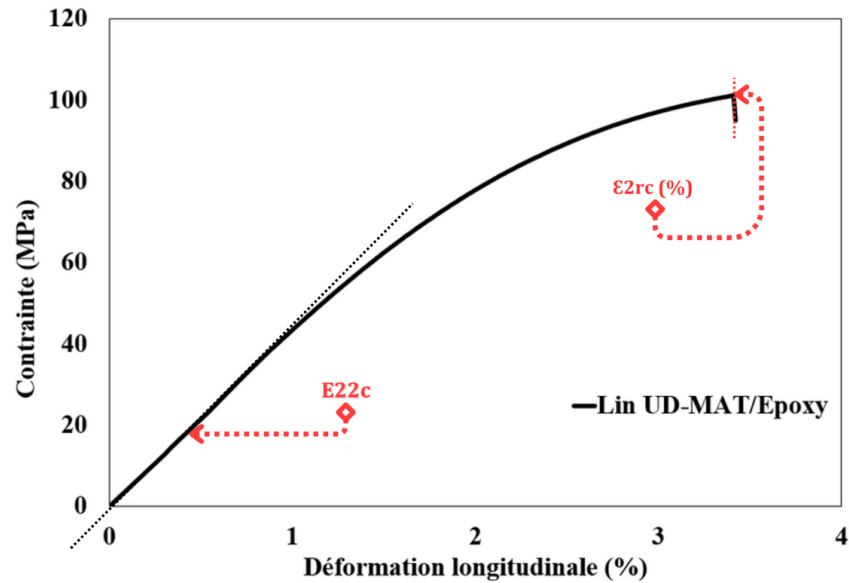


Figure 4.15 : Courbe typique contrainte-déformation en compression dans le sens transversal (90°) pour un composite de type lin UD-mat [0]<sub>8</sub>.

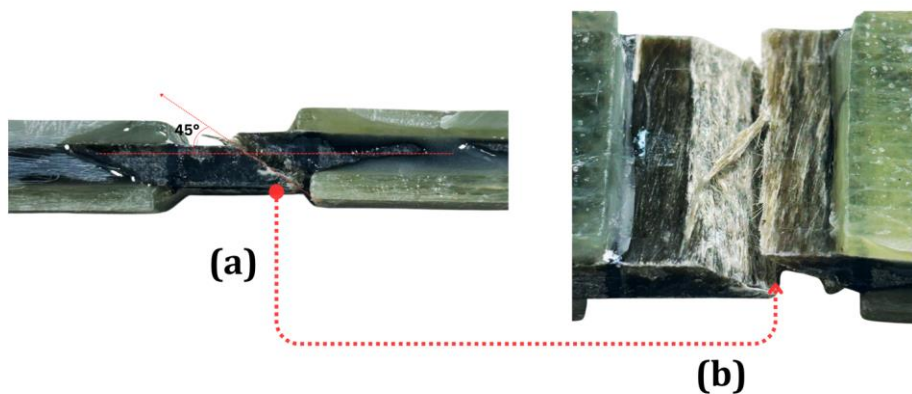
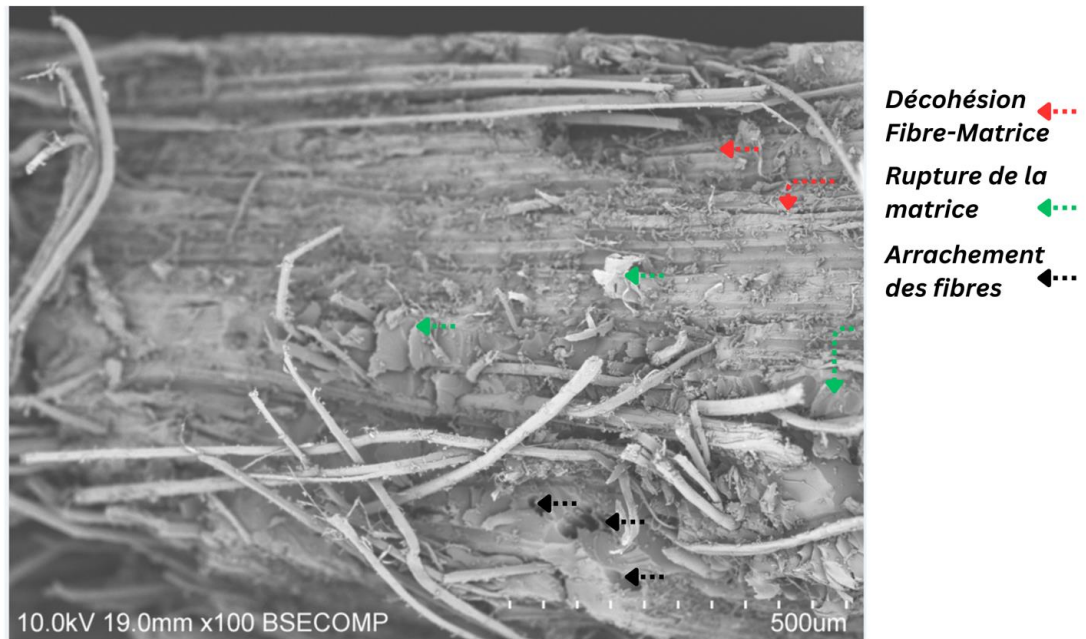


Figure 4.16 : Mécanismes de défaillance observés en compression dans le sens transversal à 90°.





**Figure 4.17 : Image MEB des mécanismes de défaillance en compression transversale à 90°.**

les mécanismes de rupture observés, tels que la décohésion fibre-matrice, la rupture de la matrice et l'arrachement des fibres.

Les résultats obtenus des essais de compression dans le sens transversal, incluant le module de Young, la résistance en compression et l'allongement à la rupture (ces derniers étant mesurés à la fin de l'essai, c'est-à-dire à la fin de la courbe présentée à la Figure 4.15), sont présentés dans le Tableau 4.4. Les résultats obtenus indiquent un module de Young de 5,28 GPa, surpassant ceux de Saadati et al. [23], qui avaient enregistré un module de 4,24 GPa pour un composite lin unidirectionnel, reflétant ainsi une augmentation de 24,53 % de la rigidité transversale du matériau. Cette amélioration est confirmée par les résultats de Liang et al. [25], qui ont documenté un module de 4,52 GPa pour un composite lin unidirectionnel sans mat, avec un pourcentage volumique de fibres de 43 %, légèrement supérieur à celui de cette étude (40 %). Concernant la résistance en compression (F2c), une hausse de 42,7 % est également notée en comparaison avec les valeurs rapportées par

Saadati et al. [23]. Cela souligne l'effet positif du renfort unidirectionnel UD-mat de lin sur la rigidité transversale et la résistance en compression des composites.

**Tableau 4.4 : Propriétés en compression du composite lin UD-mat (sens transversal à 90°).**

Test	Échantillon	Module de Young	Résistance en compression transverse	Allongement à la rupture
		$E_{2c}$ (GPa)	$F_{2c}$ (MPa)	$\epsilon_{2rc}$ (%)
1	UDM-04-01	5,65	103,62	3,28
2	UDM-04-02	5,13	104,28	3,20
3	UDM-04-03	4,91	101,12	3,71
4	UDM-04-04	5,43	101,99	3,27
Moyenne		5,28	102,75	3,37
Écart type		0,28	1,26	0,20

### 4.3 - Essais de cisaillement

La Figure 4.18 montre une courbe type contrainte-déformation d'un essai de cisaillement réalisé à l'aide d'un essai de traction sur une éprouvette  $[\pm 45]_4$ . La courbe révèle un comportement non-linéaire, ce qui confirme les conclusions des recherches antérieures [23, 25]. Liang et al. [25] ont obtenu un comportement non-linéaire similaire pour une configuration  $[\pm 45]_{3s}$  d'un composite à plis unidirectionnels de lin. Des conclusions similaires ont aussi été tirées des travaux de Saadati et al. [23], avec cette fois un essai en cisaillement de type Iosipescu. Le Tableau 4.5 montre les résultats obtenus pour le module de cisaillement ( $G_{12}$ ), la résistance en cisaillement ( $F_6$ ) et la déformation en cisaillement à la rupture ( $\gamma_{6,r}$ ).

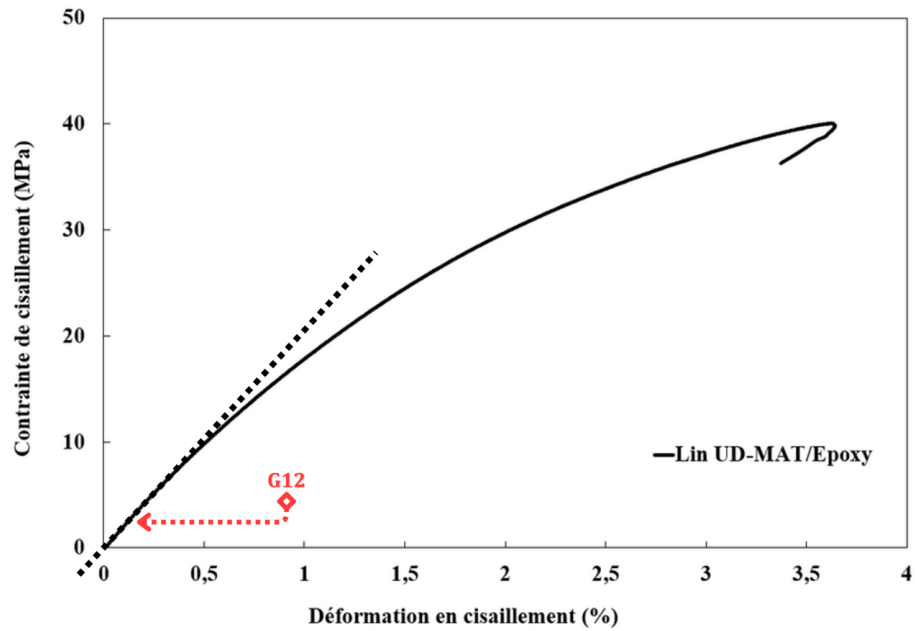


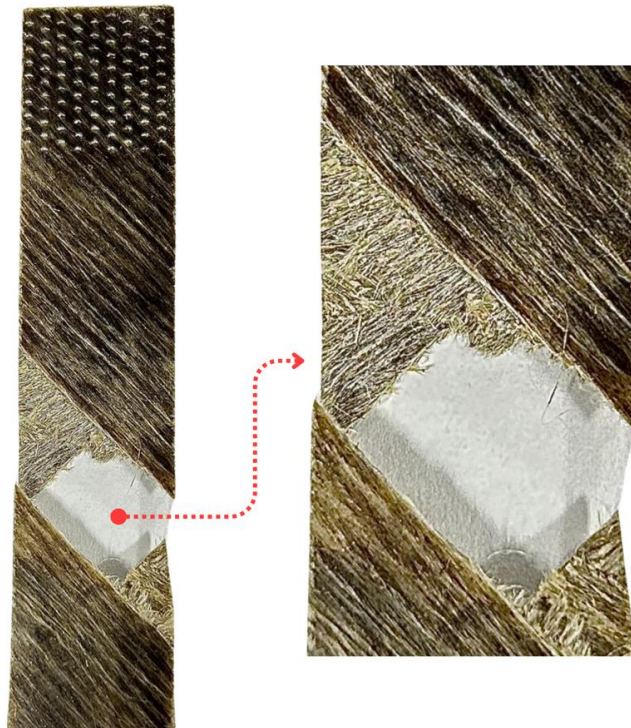
Figure 4.18 : Courbe type contrainte-déformation (contrainte en cisaillement) pour un composite de type lin UD-mat réalisé à l'aide d'une éprouvette  $[\pm 45]_4$ .

Tableau 4.5 : Propriétés en cisaillement du composite lin UD-MAT (sens longitudinal  $0^\circ$ ).

Test	Échantillon	Module de cisaillement	Résistance à la rupture en cisaillement	Déformation de cisaillement à la rupture
		$G_{12}$ (GPa)	$F_6$ (MPa)	$\gamma_{6,r}$ (%)
1	UDM-05-01	2,05	39,65	3,77
2	UDM-05-02	2,22	39,68	3,70
3	UDM-05-03	2,13	40,02	3,94
4	UDM-05-04	2,01	40,00	3,60
5	UDM-05-05	2,09	40,02	3,95
Moyenne		2,10	39,88	3,79
Écart type		0,07	0,18	0,09

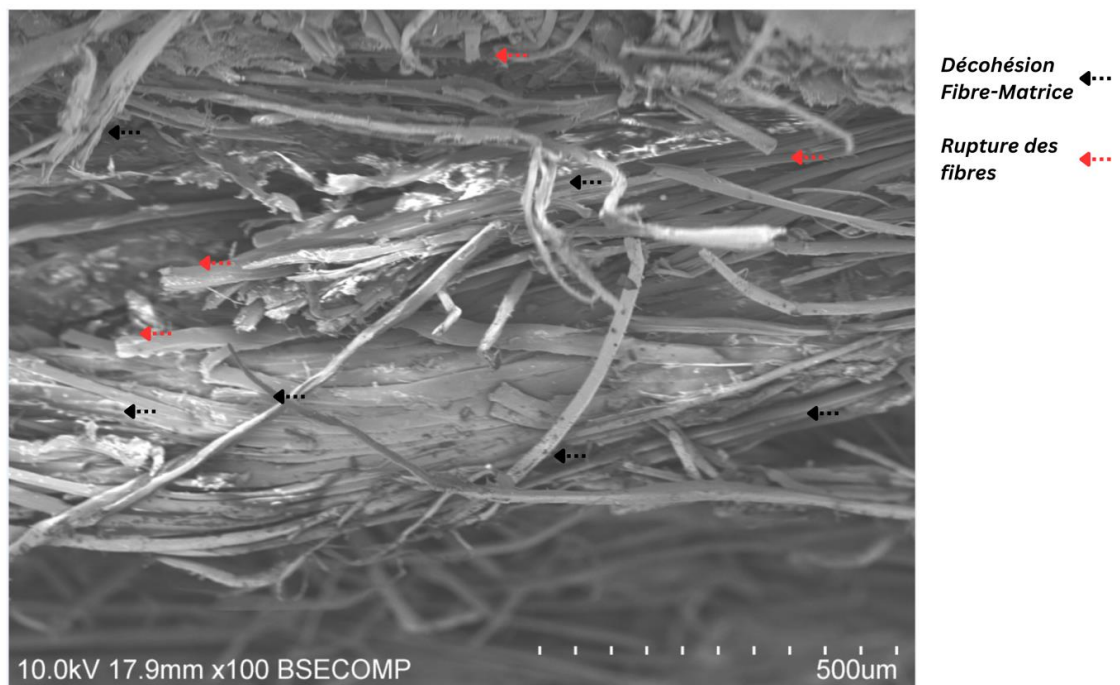
Les résultats obtenus se situent dans une gamme de valeurs qui correspond à celles rapportées dans la littérature, notamment ceux des travaux de Saadati et al. [23] et de Liang et al. [25]. On observe également une tendance similaire à celle des précédents essais de traction et de compression transverses, avec une augmentation du module de cisaillement  $G_{12}$  de 9.38% comparée aux résultats de composites UD de lin à une fraction volumique de fibres identique de 40% [23]. Cependant, une diminution de 10.72% de la résistance en cisaillement  $F_6$  a été notée, ce qui pourrait être en partie attribué au type d'essai réalisé. Notamment, Saadati et al. [23] utilisaient un essai Iosipescu, contrairement à l'essai de traction utilisé dans cette étude.

La Figure 4.19 illustre le mode de défaillance observé, mettant en évidence plusieurs mécanismes identifiés lors des essais. Parmi ces mécanismes, on observe la rupture des fibres, la décohésion fibre-matrice, les fissures longitudinales dans la couche UD (visibles



**Figure 4.19 : Mécanismes de défaillance observés lors des essais de cisaillement sur une éprouvette  $[\pm 45]_4$ .**

en surface de l'éprouvette) et le délaminage à l'interface UD-mat. Liang et al. [25] ont également noté dans leurs travaux que la rupture des fibres et la décohésion fibre-matrice sont des mécanismes de défaillance dominants. La Figure 4.20, obtenue avec un microscope électronique à balayage (MEB), montre également ces mécanismes, ainsi que des fissures longitudinales dans la couche UD et du délaminage à l'interface UD-mat.

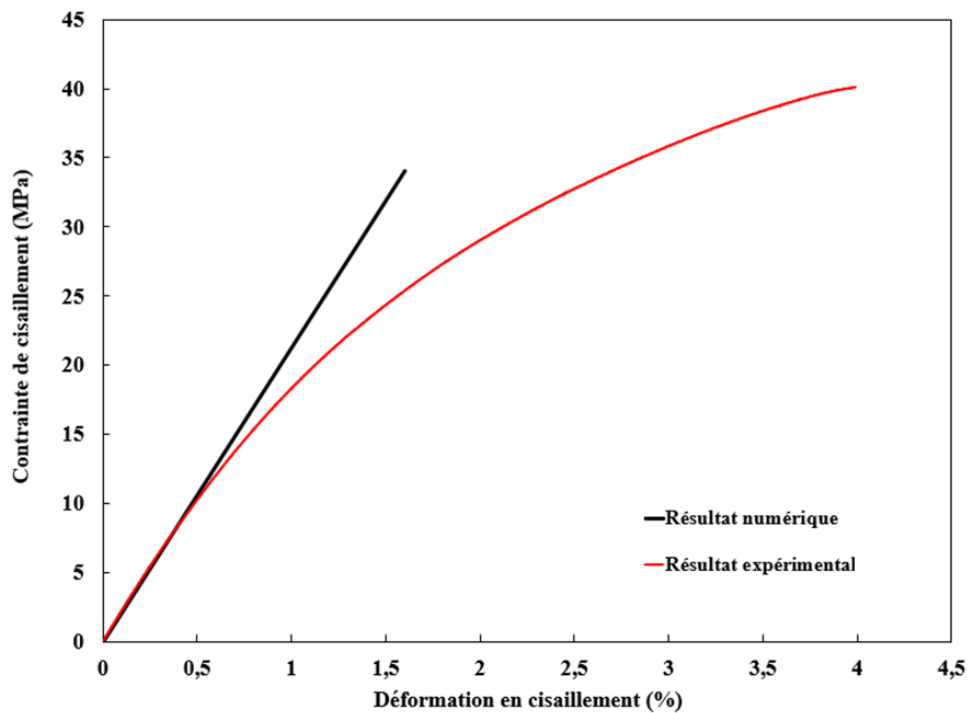


**Figure 4.20 : Image MEB des mécanismes de défaillance en cisaillement sur une éprouvette  $[\pm 45]_4$ .**

#### **4.4 - Comparaison entre les résultats d'un modèle éléments finis et les essais de traction**

La validation des modèles de simulation constitue une étape importante de la modélisation par éléments finis. Dans cette étude, une analyse numérique simplifiée a été réalisée à l'aide du logiciel ABAQUS pour explorer le comportement mécanique d'un

stratifié simple sous un essai de traction. Les résultats expérimentaux et numériques ont été comparés en examinant la courbe contrainte-déformation d'un stratifié  $[\pm 45]_4$ . La Figure 4.21 présente les courbes expérimentale et numérique.



**Figure 4.21 : Courbe contrainte-déformation en cisaillement obtenue de l'essai  $[\pm 45]_4$ .**

Les résultats de simulation concordent bien avec les données expérimentales jusqu'à environ 0,5 % de déformation, ce qui correspond à la partie linéaire initiale du comportement du matériau. Au-delà de ce seuil, les résultats divergent significativement, mettant en évidence les limites des hypothèses simplificatrices adoptées dans le modèle numérique. Premièrement, il est essentiel de noter que le modèle ne prend pas en compte les non-linéarités du comportement en cisaillement, ce qui constitue une limitation majeure, ni le comportement non-linéaire des plis UD-mat dans les directions principales (longitudinale et transversale). Ensuite, la simulation suppose une adhésion parfaite entre les fibres et la matrice. Cette hypothèse ne tient pas compte des décohésions observées

expérimentalement, qui affectent directement la résistance de l'éprouvette. De plus, le modèle se limite à considérer la rupture selon le critère de Hashin lorsque l'une des limites est atteinte selon les équations 10 à 13. Ces facteurs, en combinaison avec les paramètres expérimentaux non incorporés dans le modèle, conduisent à une réponse linéaire élastique inadéquate jusqu'à la rupture. Pour améliorer la précision du modèle au-delà de 0,5 % de déformation, il faudrait intégrer le comportement non linéaire en cisaillement et dans la direction transversale à 90°, ainsi que la bilinéarité dans la direction longitudinale à 0°.

Suite à cette analyse comparative des courbes de base, ci-dessous sont présentées deux figures illustrant différents aspects du comportement du stratifié : La Figure 4.22 présente la distribution de la contrainte de cisaillement  $\tau_6$  (notée  $S_{12}$  dans ABAQUS), mettant en évidence les zones où la contrainte atteint des valeurs maximales, marquées en rouge. La valeur de résistance numérique obtenue est de 36.37 MPa, comparée à 39.88 MPa en expérimentation, révélant un écart de 3.51 MPa soit 8.8% par rapport à la valeur expérimentale. Bien que cet écart soit présent, il reste relativement petit. La Figure 4.23 illustre la distribution du critère de Hashin dans le cas de la matrice sous traction ( $\sigma_{22} \geq 0$ ). Cette représentation se concentre exclusivement sur l'initiation du critère de rupture. Le modèle utilisé pour ces analyses est conçu spécifiquement pour évaluer les charges qui provoquent l'initiation de la rupture, et non pour prédire comment cette dernière se développe ou se propage à travers le matériau. Il est important de noter que seules les distributions pour le cas de traction de la matrice sont présentées, et non celles en compression ni la rupture des fibres. Cette sélection s'explique par le fait que, selon les résultats observés, la limite de rupture est uniquement atteinte dans le cas de la matrice en traction, comme le montre la Figure 4.23.

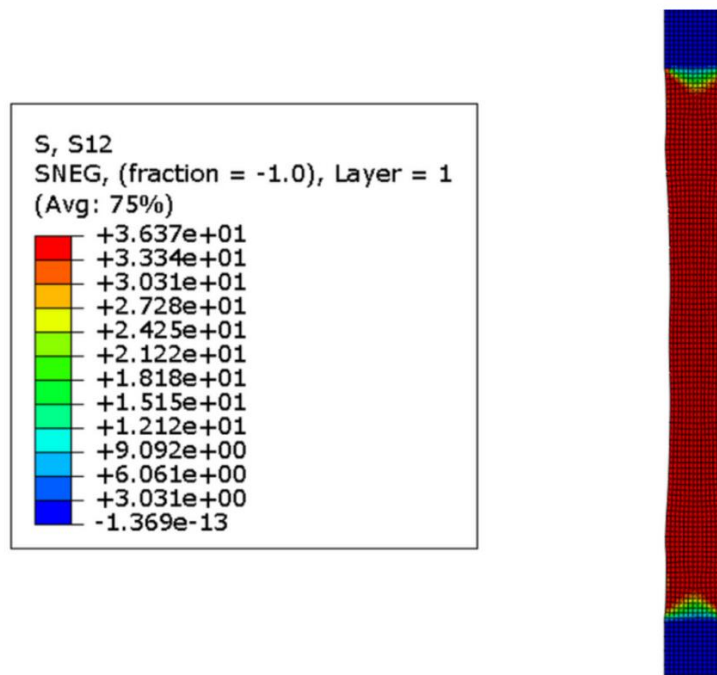


Figure 4.22 : La distribution de la contrainte S12.

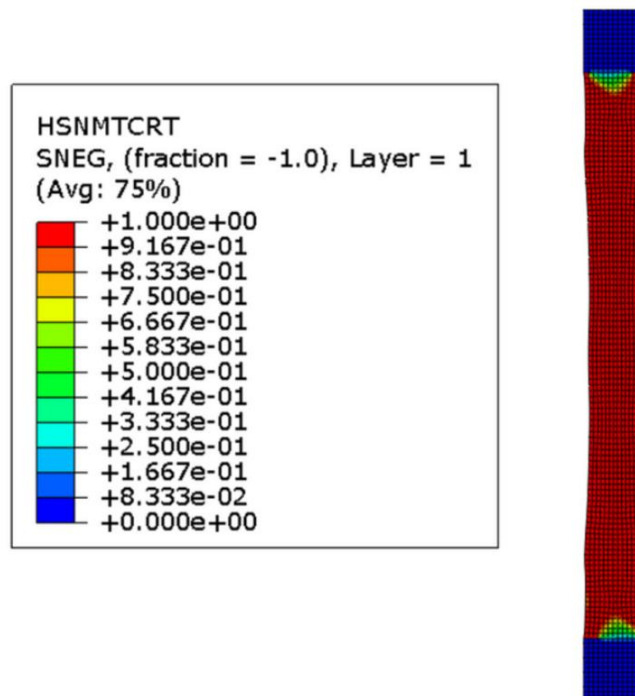


Figure 4.23 : Distribution du critère de rupture de la matrice.



#### 4.5 - Comparaison des modules d'élasticité ( $E_x$ et $E_y$ ) obtenus par le modèle analytique, le modèle par éléments finis et les essais de traction

Les modules d'élasticité obtenus pour les modèles analytiques, numérique et expérimentaux sont compilés dans le Tableau 4.6. Analytiquement, en appliquant les Équations (13) et (14) du modèle analytique (voir p. 74), les modules d'élasticité ( $E_x$  et  $E_y$ ) ont été calculés pour un stratifié à configuration  $[\pm 45]_4$ . Des valeurs évidemment identiques de  $E_x = E_y = 6.19$  GPa ont été obtenues à partir des propriétés mécaniques déterminées lors des essais de caractérisation d'un pli UD-mat de base. Pour le modèle par éléments finis, les modules d'élasticité pour le stratifié  $[\pm 45]_4$  ont été déterminés en mesurant la pente de la courbe contrainte-déformation longitudinale (Figure 4.21). Les résultats de la simulation donnent  $E_x = 6.31$  GPa. L'analyse des résultats révèle une assez bonne corrélation entre les valeurs des modules d'élasticité dans le contexte de faibles niveaux de déformation. Les données montrent des modules d'élasticité de 6.19 GPa pour le modèle analytique, de 6.31 GPa pour le modèle numérique, et de 7.03 GPa pour les mesures expérimentales. En prenant la valeur expérimentale comme référence, cela représente des sous-estimations respectives de 11.9% et 10.2% pour les valeurs analytiques et numériques.

**Tableau 4.6 : Modules d'élasticité  $E_x$  et  $E_y$  calculés pour un stratifié  $[\pm 45]_4$  selon les essais expérimentaux, les équations analytiques et le modèle numérique.**

Modèle	Modules d'élasticité $E_x = E_y$ (GPa)	Écart par rapport à l'expérimental (%)
Analytiques	6.19	-11.9
Numériques	6.31	-10.2
Expérimental	7.03	---

## CHAPITRE 5 - CONCLUSIONS

### 5.1 Récapitulatif des résultats d'essais obtenus

Cette étude s'est concentrée sur une analyse détaillée du comportement mécanique des composites stratifiés fabriqués avec des renforts unidirectionnels de lin UD-mat développés à l'UQTR. Les essais de traction longitudinale et transversale, ainsi que les essais de compression et de cisaillement, ont permis d'établir une base solide des propriétés mécaniques du pli élémentaire du stratifié de lin UD-mat.

#### Essais de traction longitudinale et transversale :

En traction longitudinale, un comportement bilinéaire a été observé, avec des modules d'élasticité primaire et secondaire qui confirment les résultats existants dans la littérature mais légèrement inférieurs, indiquant l'effet du mat sur les propriétés mécaniques. La traction transversale a révélé une réponse non linéaire avec des améliorations significatives de la rigidité et de la résistance comparativement à celles rapportées pour des composites similaires, illustrant l'effet bénéfique du mat sur les propriétés transversales.

#### Essais de compression longitudinale et transversale :

Les résultats de la compression longitudinale ont montré un comportement non linéaire typique, avec des réductions de rigidité et de résistance en compression par rapport à la traction, probablement dues à la vulnérabilité des fibres de lin sous compression. En compression transversale, le comportement a été caractérisé par une augmentation substantielle de la rigidité transversale, démontrant l'effet du mat dans le cas du chargement transversal.

### Essais de cisaillement :

Le comportement non linéaire observé dans les essais de cisaillement correspond aux attentes basées sur des études antérieures. Malgré une légère augmentation du module de cisaillement, une diminution de la résistance en cisaillement a été enregistrée, ce qui pourrait être lié aux différences dans les méthodes d'essai et l'influence du mat. Les mécanismes de défaillance incluaient la rupture des fibres, la décohésion fibre-matrice, ainsi que des signes de délaminage et de fissuration longitudinale dans la couche UD.

### Modélisation numérique et analytique :

La comparaison des résultats obtenus par des modèles éléments finis et les essais expérimentaux de traction a révélé une bonne correspondance dans les phases linéaires initiales des courbes contrainte-déformation. Cependant, des divergences notables ont été observées au-delà de ces phases initiales, mettant en évidence les limites des modèles numériques. Ces limites incluent principalement l'incapacité des modèles à capturer le comportement non-linéaire et la progression de l'endommagement. En outre, l'hypothèse d'une adhésion parfaite entre les fibres et la matrice, ainsi que l'absence de modélisation du délaminage, sont également des limites du modèle présenté. Ces observations soulignent la nécessité d'améliorer les modèles pour inclure une représentation plus réaliste des phénomènes complexes tels que l'endommagement progressif.

## **5.2 Implications pratiques, limitations et recommandations**

Cette étude a validé les bénéfices des renforts UD-mat qui améliorent significativement la rigidité et la résistance des composites de lin dans la direction transverse aux fibres, en tension comme en compression. Ces avancées encouragent l'adoption plus large de ces matériaux dans des industries où la légèreté et la robustesse sont essentielles, telles que la construction, le transport et l'emballage.

Toutefois, il est important de noter que cette étude présente plusieurs limitations qui pourraient influencer la généralisation des résultats. Les conditions d'essai idéalisées ne représentent pas toutes les conditions environnementales et opérationnelles possibles, telles que les variations de température et d'humidité, qui peuvent influencer significativement les propriétés des composites à fibres naturelles. De plus, les échantillons étaient de petite taille et fabriqués dans un environnement contrôlé, ce qui peut limiter l'applicabilité des résultats à des productions industrielles à grande échelle. Les modèles numériques utilisés dans l'étude n'ont pas inclus des phénomènes complexes tels que la bilinéarité en tension longitudinale et les non-linéarités de comportement, de même que le délaminage et les interactions microstructurales, ce qui restreint la précision des prédictions du comportement sous diverses charges.

Pour surmonter ces limitations, il est important de poursuivre l'amélioration des techniques de fabrication des renforts pour garantir une uniformité accrue des propriétés mécaniques dans les pièces composites de grande taille. Il est également essentiel de développer des modèles numériques plus avancés qui intègrent des phénomènes d'endommagement progressif et les non-linéarités, permettant ainsi des prédictions plus précises et fiables sous diverses conditions opérationnelles. Ces avancées aideront à maximiser les bénéfices des composites UD-mat dans des applications pratiques, garantissant leur intégrité structurelle et une performance optimale.

### **5.3 Perspectives de recherche future**

Une compréhension approfondie des mécanismes de rupture et d'endommagement est indispensable pour améliorer les performances des composites à fibres de lin. Les recherches futures devraient se concentrer sur l'examen détaillé de la relation entre la microstructure des composites et leur comportement mécanique. Utiliser des méthodes de caractérisation avancées pourrait offrir des informations précieuses sur les interactions entre les fibres et la matrice au niveau microscopique. En outre, enrichir les modèles

numériques pour inclure de l'endommagement progressif et les non-linéarités propres aux composites à fibres de lin permettrait d'améliorer la fiabilité des prédictions numériques.

En résumé, cette recherche enrichit la littérature sur les composites à fibres naturelles en fournissant des connaissances approfondies sur le comportement mécanique des composites unidirectionnels en liant mat (UD-mat). Elle met en lumière l'impact spécifique du mat sur les propriétés mécaniques de ces composites et ouvre de nouvelles perspectives pour leur utilisation pratique et leur développement continu.

## CHAPITRE 6 - RÉFÉRENCES ET BIBLIOGRAPHIE

- [1] Peças P., Carvalho H., Salman H. and Leite M., Natural Fibre Composites and Their Applications: A Review, *Journal of Composites Science*, pp. 66-85, 2018.
- [2] Do Thi V.V., Matériaux composites à fibres naturelles / polymère biodégradables ou non. Thèse de doctorat, Université de Grenoble; Université des Sciences Naturelles d'Ho Chi Minh Ville, 2011.
- [3] Xiong X. et al., Finite Element Models of Natural Fibers and Their Composites: A Review, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, pp. 617-635, 2018.
- [4] Baley C., Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, pp. 939-948, 2002.
- [5] Lebrun G., Toubal L. and Laperrière L., Tensile behaviour of unidirectional composites made of natural fibers backed to thin paper layers. 16th International Conference on Composite Structures (ICCS-16), Porto, Portugal, 2011-06-28.
- [6] Robillard M., Lebrun G., Processing and Mechanical Properties of Unidirectional Hemp-Paper/Epoxy Composites. 10th Int. Conf. on Flow Processes in Composite Materials (FPCM-10), Ascona, Suisse, 2010-07-12.
- [7] Toubal L., Lebrun G., Nouvelle méthode de fabrication des composites à fibres naturelles: Contribution d'une couche de papier à minimiser la disparité des propriétés mécaniques. Dans Actes des 17èmes Journées Nationales sur les Composites, 2011.
- [8] Habibi M., Lebrun G. and Laperrière L., Experimental Characterization of Short Flax Fiber Mat Composites: Tensile and Flexural Properties and Damage Analysis Using Acoustic Emission, *Journal of Materials Science*, 2017.

- [9] Chauhan V., Kärki T., Varis J., Review of natural fiber-reinforced engineering plastic composites, their applications in the transportation sector and processing techniques, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, pp. 1169-1209, 2022.
- [10] Kandan A.M. and Rajakumar S., A Review On Natural Fiber And Its Characteristics. *Industrial Engineering Journal*, 13(3), 1-12, 2020.
- [11] Nlandu H.M., Extraction et prétraitement de fibres naturelles de lin par une approche enzymatique combinée au CO<sub>2</sub> supercritique, Thèse de l'Université Laval, Québec, Canada, 2019.
- [12] Chokshi S., Parmar V., Gohil P. and Chaudhary V., Chemical Composition and Mechanical Properties of Natural Fibers, *Journal of Natural Fibers*, 19, pp. 3942-3953, 2020.
- [13] Sedan D., Etudes des interactions physico-chimiques aux interfaces fibres de chanvre/ciment : influence sur les propriétés mécaniques du composite, Thèse de doctorat, Faculté des Sciences et Techniques, Université de Limoges, 2007.
- [14] Cuynet A., Étude du comportement mécanique à l'impact et en post impact de matériaux composites à fibres végétales, Thèse de doctorat, Mécanique des matériaux, Université Grenoble Alpes, 2018.
- [15] Siti Hasnah Kamarudin et al., A Review on Natural Fiber Reinforced Polymer Composites (NFRPC) for Sustainable Industrial Applications, *Polymers (Basel)*, 14(17), 3698, 2022.
- [16] Baley C., Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, pp. 939-948, 2002.

- [17] Silva F. de A., Chawla N. and de Toledo Filho R.D., Tensile Behavior of High Performance Natural (Sisal) Fibers, *Composites Science and Technology*, 68(15-16), 3438-3443, 2008.
- [18] Thuault A., Approche multi-échelle de la structure et du comportement mécanique de la fibre de lin. Thèse de doctorat, Université de Caen Basse-Normandie, France, 2011.
- [19] Tossou E., Développement de nouveaux composites hybrides renforcés par des fibres de carbone et de lin : mise en oeuvre et caractérisation mécanique, Thèse de doctorat, Mécanique des matériaux, Université de Normandie, 2019.
- [20] Baley C., Natural Fiber Reinforcement for Composite Materials. *Techniques de l'Ingénieur*, Réf: AM5130, 2013.
- [21] Dhaouadi T., Caractérisation et modélisation des propriétés mécaniques des biocomposites à fibres courtes aléatoires, Mémoire de maîtrise électronique, École de technologie supérieure, Montréal, 2018.
- [22] El Sawi I., Bougherara H., Zitoune R. and Fawaz Z., Influence of the Manufacturing Process on the Mechanical Properties of Flax/Epoxy Composites, *Journal of Biobased Materials and Bioenergy*, 8, pp. 69-76, 2014.
- [23] Saadati Y., Lebrun G., Chatelain J.-F. and Beauchamp Y., Experimental investigation of failure mechanisms and evaluation of physical/mechanical properties of unidirectional flax–epoxy composites, *Journal of Composite Materials*, 54(20), pp. 2781-2801, 2020.
- [24] Hughes M., Carpenter J. and Hill C., Deformation and fracture behaviour of flax fiber reinforced thermosetting polymer matrix composites, *Materials Science*, 42, pp. 2499–2511, 2007.
- [25] Liang S., Gning P. and Guillaumat L., Quasi-static behaviour and damage assessment of flax/epoxy composites, *Materials & Design*, 67, pp. 344-353, 2015.



- [26] Assarar M., Scida D., El Mahi A., Poilâne C. and Ayad R., Influence of Water Ageing on Mechanical Properties and Damage Events of Two Reinforced Composite Materials: Flax–fibres and Glass–fibres, *Materials & Design*, 32, pp. 788-795, 2011.
- [27] Coroller G., Lefeuvre A., Le Duigou A., Bourmaud A., Ausias G., Gaudry T. and Baley C., Effect of Flax Fibres Individualisation on Tensile Failure of Flax/Epoxy Unidirectional Composite, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 51, pp. 62-70, 2013.
- [28] Bernaoui A., Étude de l'effet de la fibrillation de surface des fibres courtes de lin sur les propriétés mécaniques et au moulage de composites lin/époxy faits de renforts unidirectionnels de lin à liant mat de lin, *Mémoire de maîtrise, Université du Québec à Trois-Rivières*, 2021.
- [29] Poilâne C., Cherif Z.E., Richard F., Vivet A., Ben Doudou B. and Chen J., Polymer Reinforced by Flax Fibres as a Viscoelastoplastic Material, *Composite Structures*, 112, pp. 100-112, 2014.
- [30] Phillips S., Baets J., Lessard L., Hubert P. and Verpoest I., Characterization of Flax/Epoxy Prepregs Before and After Cure, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 32(11), pp. 777-785, 2013.
- [31] Bensadoun, F., Vallons, K.A.M., Lessard, L.B., Verpoest, I., & Van Vuure, A.W. (2016). Fatigue Behaviour Assessment of Flax–Epoxy Composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 82, pp. 253-266.
- [32] Ameri E., Laperrière L. and Lebrun G., Mechanical Characterization and Optimization of a New Unidirectional Flax/Paper/Epoxy Composite, *Composites Part B: Engineering*, 97, pp. 282-291, 2016.

- [33] Couture A., Lebrun G. and Laperrière L., Mechanical Properties of Polylactic Acid (PLA) Composites Reinforced with Unidirectional Flax and Flax-Paper Layers, *Composite Structures*, 154, pp. 286-295, 2016.
- [34] Fragassa C., Pavlovic A. and Santulli C., Mechanical and Impact Characterisation of Flax and Basalt Fibre Vinylester Composites and Their Hybrids, *Composites Part B: Engineering*, 137, pp. 247-259, 2018.
- [35] Kong C., Park H. and Lee J.-S., Study on Structural Design and Analysis of Flax Natural Fiber Composite Tank Manufactured by Vacuum Assisted Resin Transfer Molding, *Materials Letters*, 130, pp. 21-25, 2014.
- [36] Atmakuri A., Palevicius A., Vilkauskas A. and Janusas G., Numerical and Experimental Analysis of Mechanical Properties of Natural-Fiber-Reinforced Hybrid Polymer Composites and the Effect on Matrix Material, *Polymers*, 14(13), p. 2612, 2022.
- [37] Baley C., Perrot Y., Busnel F., et al., Transverse Tensile Behaviour of Unidirectional Plies Reinforced with Flax Fibres, *Materials Letters*, 60, pp. 2984–2987, 2006.
- [38] Giuliani P.M., Giannini O. and Panciroli R., Characterizing Flax Fiber Reinforced Bio-Composites Under Monotonic and Cyclic Tensile Loading, *Composite Structures*, 280, 114803, 2022.
- [39] Carpenter J.E.P., Miao M. and Brorens P., Deformation Behaviour of Composites Reinforced with Four Different Linen Flax Yarn Structures. *Advanced Materials Research*, 29-30, pp. 263-266, 2007.
- [40] Habibi M., Lebrun G. and Laperrière L., Experimental Characterization of Short Flax Fiber Mat Composites: Tensile and Flexural Properties and Damage Analysis Using Acoustic Emission. *Journal of Materials Science*, 52, pp. 6567-6580, 2017.

[41] ASTM D6641. Standard Test Method for Compressive Properties of Polymer Matrix Composite Materials Using a Combined Loading Compression (CLC) Test Fixture. ASTM International, 2023.

[42] ASTM D3518. Standard Test Method for In-Plane Shear Response of Polymer Matrix Composite Materials by Tensile Test of a  $\pm 45^\circ$  Laminate. ASTM International, 2023.

[43] ASTM D5379. Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method. ASTM International, 2023.

[44] Del Bianco et al., Flax and Hemp Composites: Mechanical Characterization and Numerical Modeling. Proceedings of the IMechE, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, 1–13, 2023.

[45] Mokhtari A., Modélisation du Comportement et de l'Endommagement des Composites à Matrice Thermoplastique. Thèse de doctorat, Université Mouloud Mammeri, 2016.

[46] Ji X. et al., Multi-Scale Simulation and Finite-Element-Assisted Computation of Elastic Properties of Braided Textile Reinforced Composites. Journal of Composite Materials, 48(8), pp. 931–949, 2014.

[47] Andersons J., Modniks J. and Sparnins E., Modeling the Nonlinear Deformation of Flax-Fiber-Reinforced Polymer Matrix Laminates in Active Loading. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 34(3), pp. 248-256, 2015.

[48] Alhijazi M., Zeeshan Q., Qin Z., Safaei B. and Asmael M., Finite Element Analysis of Natural Fibers Composites: A Review. Nanotechnology Reviews, 9, pp. 853–875, 2020.

[49] Zhong Y., Tran L.Q.N., Kureemun U. and Lee H.P., Prediction of the Mechanical Behavior of Flax Polypropylene Composites Based on Multi-Scale Finite Element Analysis. Journal of Materials Science, 52, 4957-4967, 2017.

- [50] Sliseris j., Yan L. and Kasal B., Numerical Modelling of Flax Short Fibre Reinforced and Flax Fibre Fabric Reinforced Polymer Composites. *Composites Part B: Engineering*, 89, pp. 143–154, 2016.
- [51] Habibi M., Ruiz E., Lebrun G., Laperrière L., Effect of surface density and fiber length on the porosity and permeability of nonwoven flax reinforcement. *Textile Research Journal*, 88(15), 1776-1787, 2017.
- [52] ASTM D3039. Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. ASTM International, 2023.
- [53] Mahboob Z., El Sawi I., Zdero R. and Bougherara, H. Tensile and compressive damaged response in Flax fibre reinforced epoxy composites. *Compos Part A Appl Sci Manuf*, 92, 118–133, 2017.
- [54] Bos H.L., Van Den Oever M.J.A., Peters O.C.J.J., Tensile and compressive properties of flax fibres for natural fibre reinforced composites. *J Mater Sci*, 37,1683–92, 2002.
- [55] Daniel I.M. and Ishai, O., *Engineering Mechanics of Composite Materials*. Oxford University Press. pp. 84-85, 2015.
- [56] Zouambi L., Fekirini H. and Mahmoudi N. Critère de Hashin sur l’initiation de l’endommagement pour des composites fibreux. *Revue des matériaux et énergies renouvelables*, 2(2), 63-79, 2017.
- [57] Yu G.Q., Ren Y.R., Zhang T.T., et al., Hashin Failure Theory Based Damage Assessment Methodology of Composite Tidal Turbine Blades and Implications for the Blade Design. *China Ocean Eng*, 32, 216–225, 2018.
- [58] Wade B., Feraboli P., Osborne M., Rassaian M., *Simulating Laminated Composite Materials Using LS-DYNA Material Model MAT54: Single-Element Investigation*. DOT/FAA/TC-14/19, 2015.

[59] Koh R. and Madsen B., Strength failure criteria analysis for a flax fibre reinforced composite. *Mechanics of Materials*, 124, 26-32, 2018.

[60] Hashin Z., Failure criteria for unidirectional fiber composites. *J Appl Mech* 47(2), 329–334, 1980.