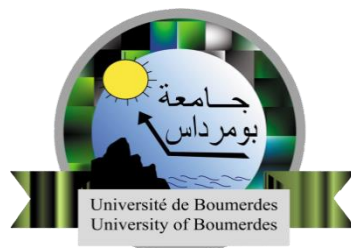


REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE
UNIVERSITE M'HAMED BOUGARA-BOUMERDES



Faculté de Technologie

Thèse de Doctorat

Présentée par :

BAALI Bisma Randa

En vue de l'obtention du diplôme de **DOCTORAT 3^{ème} Cycle**

Filière : Génie Mécanique

Spécialité: Construction mécanique

Caractérisation mécanique sous contrainte de chocs dynamiques d'un matériau composite à renfort végétal

Devant le jury composé de :

Mr. CHELLIL	Ahmed	Professeur	UMBB	Président
Mr. NOUR	Abdelkader	Professeur	UMBB	Directeur
Mr. RECHAK	Said	Professeur	ENP(Alger)	Examineur
Mr. BELKACEMI	Yacine	MCA	ENP(Alger)	Examineur
Mr. SETTET	Ahmed Tidjani	MCA	UMBB	Examineur

Année Universitaire 2023/2024

Résumé :

Le présent travail explore les composites à base de fibres de Sisal et d'Alfa, ainsi qu'un hybride des deux, avec des fractions volumiques de 30% et 40%, utilisant une résine époxy comme matrice. Une méthode efficace d'extraction a produit des fibres de haute qualité, et un traitement chimique au NaOH a renforcé leurs propriétés mécaniques et leur liaison avec l'époxy. Les analyses FTIR ont identifié les composants des fibres, tandis que la décomposition chimique a fourni des données quantitatives sur l'élimination des impuretés et l'augmentation de la cellulose. L'analyse thermogravimétrique a montré une meilleure résistance thermique des fibres traitées. Les observations microscopiques ont révélé des changements structuraux significatifs, et les essais de traction ont démontré une amélioration notable des propriétés mécaniques des fibres traitées. La méthode de moulage par transfert de résine (RTM) a permis de fabriquer des composites de haute qualité, caractérisés par une surface lisse. Les tests de traction ont montré la supériorité des matériaux tissés par rapport aux mats, avec des performances optimales pour les composites renforcés à 40% d'Alfa. Les essais d'impact ont démontré une résistance de 10J pour les composites à 30% et de 25J pour ceux à 40%. Les essais de fatigue cyclique ont souligné la durabilité accrue des composites tissés à 40% d'alfa, suivis par les hybrides alfa-sisal, ouvrant la voie à des applications durables et performantes.

Mots clés : fibre d'alfa et de sisal/époxy, traitement chimique, propriétés thermiques et mécaniques

ملخص

، 40% و 30% بنسب حجمية تبلغ بالإضافة إليهم، يستكشف هذا العمل المواد المركبة المصنوعة من الألياف السيزال والالفا، أدت طريقة استخراج عالية الإنتاجية الجيدة، باستخدام إنتاج الإيبوكسي كمادة رابطة حددت تحليلات خصائصها الميكانيكية وقوة ارتباطها بالإيبوكسي (NaOH) وعززت المعالجة الكيميائية بهيدروكسيد الصوديوم. بينما وفرت التحليلات الكيميائية بياناً كمياً حول إزالة الشوائب وزيادة محتوى السليلوز مكوناً الألياف، FTIR كشفت الملاحظات المجهرية عن تغييرات هيكلية كبيرة، أظهرت التحليلات الحرارية الجرافيمترية تحسناً في مقاومة الحرارة للألياف المعالجة (RTM) مكنت طريقة التشكيل بالقلل الانتج. وأظهرت اختباراً للشد تحسناً ملحوظاً في الخصائص الميكانيكية للألياف المعالجة أظهرت اختباراً للشد تفوق المواد المنسوجة على المواد غير المنسوجة، من تصنيع مواد مركبة عالية الجودة تتميز بسطح ناعم جوداً للمواد المركبة بنسبة 10 أظهرت اختباراً للصدمات مقاومة متصلة إلى. من الألفا 40% معاداً مثالاً للمواد المركبة المعزز بنسبة 30% من الألفا، 40% أكدت اختباراً بالتعب الدوريز زيادة متانة المواد المركبة المنسوجة بنسبة. 40% جوداً للمواد بنسبة 25% و 30% مما يمهّد الطريق لتطبيقها مستدامة في الأداء يليها الهجين من الألفا والسيزال،

الكلمات المفتاحية: ألياف ألفا والسيزال/الإيبوكسي، المعالجة الكيميائية، الخواص الحرارية والميكانيكية

Abstract

The present work explores composites made from Sisal and Alfa fibers, as well as a hybrid of the two, with volume fractions of 30% and 40%, using epoxy resin as a matrix. An effective extraction method produced high-quality fibers, and a chemical treatment with NaOH enhanced their mechanical properties and bonding with epoxy. FTIR analyses identified the components of the fibers, while chemical decomposition provided quantitative data on impurity removal and increased cellulose content. Thermogravimetric analysis showed improved thermal resistance of treated fibers. Microscopic observations revealed significant structural changes, and tensile tests demonstrated a notable improvement in the mechanical properties of treated fibers. The resin transfer molding (RTM) method allowed for the production of high-quality composites characterized by a smooth surface. Tensile tests showed the superiority of woven materials over mats, with optimal performance for composites reinforced with 40% Alfa. Impact tests demonstrated resistance of 10J for composites with 30% and 25J for those with 40%. Cyclic fatigue tests highlighted the increased durability of woven composites with 40% Alfa, followed by Alfa-Sisal hybrids, paving the way for sustainable and high-performance applications.

Keywords: alfa and sisal fiber/epoxy, chemical treatment, thermal and mechanical properties

Sommaire

Abstract

Remerciement

dédicace

Liste des figures

Liste des tableaux

Introduction générale1

CHAPITRE I : Etude bibliographique

I.1 Introduction4

I.2 Mise en contexte4

I.2.1 Matériaux composites.....4

I.2.2 Matériaux éco-composites5

I.2.3 Matrices5

I.2.3.1 Résines thermodurcissables6

I.2.3.2 Résines thermoplastiques7

I.2.4 Renforts à base de fibres naturelles.....7

I.2.5 Différents types de renfort végétal naturels.....7

I.2.6 Structure et composition des fibres naturelles végétales.....10

I.2.7 Comportement mécanique des composites à fibres végétales11

I.2.8 Propriétés mécaniques des fibres naturelles végétales13

I.2.9 Avantage et inconvénient des fibres naturelles.....13

I.3 Interface fibres / matrice.....14

I.3.1 Traitement chimique15

I.4 Généralité sur l'agave.....17

I.4.1 Structure et composition chimique de Sisal.....18

I.4.2 Propriété mécanique des fibres de Sisal19

I.5 Généralité sur l'Alfa.....27

I.5.1	Morphologie de la feuille	28
I.5.2	Morphologie de la fibre	29
I.5.3	Composition chimique	29
I.5.4	Application et usage	30
I.5.5	Propriétés mécaniques	30
I.6	Conclusion	34
CHAPITRE II Comportement des matériaux composites stratifiés		
II.1	Introduction	36
II.2	Architecture des matériaux composites.....	36
II.3	Structures composites stratifiées.....	36
II.4	Comportement des matériaux	37
II.4.1	Grandeurs mécaniques.....	37
II.4.2	Comportement linéaire élastique des matériaux	37
II.5	Modélisation des matériaux composite stratifiés	39
II.6	Comportement Élastique d'un Matériau Composite Orthotrope	40
II.7	Comportement des composites stratifiés sous sollicitations mécaniques	41
II.7.1	Composite unidirectionnelle	41
II.8	Comportement des composites tissés	42
II.9	Comportement des composites hybrides	43
II.9.1	Estimations des modules dans la direction des fibres	43
II.9.2	Estimations du module dans le sens transverse	44
II.9.3	Estimation du module du matériau pli tissé.....	45
II.9.4	Endommagement des composite stratifiés.....	48
II.9.5	Fissuration matricielle	49
II.9.6	Décohésion fibres-matrice	49
II.9.7	Délaminage	50
II.9.8	Rupture de fibres	51
II.10	Conclusion	51
CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation		

III.1	Introduction	54
III.2	Choix et présentation des matériaux utilisés	54
III.2.1	Choix des fibres	54
III.2.2	Choix de la matrice	55
III.3	Méthode d'extraction	56
III.3.1	Fibres d'Alfa	56
III.3.2	Fibre longue de Sisal	57
III.4	Traitement des fibres	57
III.4.1	Fibre d'Alfa	57
III.4.2	Traitement de la fibre de Sisal	58
III.5	Détermination des différents constituants des fibres	59
III.5.1	Extraction des extractibles	59
III.5.2	Détermination de l'holocellulose	60
III.5.3	Détermination de l' α -cellulose	60
III.5.4	Détermination de l'Indice de lignine	61
III.5.4.1	Résultats et discussion	61
III.5.5	Analyse FTIR	62
III.5.5.1	Résultats et discussion	63
III.6	Analyse thermogravimétrique	66
III.6.1	Résultats et discussion	67
III.6.1.1	Résultats des analyses thermogravimétrique	67
III.6.1.2	Résultats et discussion Analyse thermogravimétrique différentielle	68
III.6.1.3	Résultats et discussion de calorimétrie différentielle à balayage (DSC)	70
III.6.2	Analyses microscopique électronique à balayage	71
III.6.2.1	Résultats et discussion des analyses Microscopie électronique à balayage	72
III.6.3	Caractérisation des fibres	75
III.6.3.1	Résultats et discussion	76
III.7	Mise en œuvre du renfort du matériau	77
III.8	Elaboration du matériau	78

III.9	Calcul du taux volumique e de porosité	80
III.10	Caractérisation mécanique en statique du composite.....	82
III.10.1	Essai de Traction	82
III.10.1.1	Résultats et discussion.....	83
III.10.2	Comportement statique en flexion trois-points	85
III.10.2.1	Résultats et discussion.....	86
III.10.3	Essai de compression	89
III.10.3.1	Résultats et Discussion	89
III.11	Mécanisme de rupture	91
III.12	Discussion générale.....	92
III.13	Conclusion	94
 CHAPITRE IV : Caractérisation dynamique		
IV.1	introduction.....	96
IV.2	Essai d'impact.....	96
IV.2.1	Technique d'essai d'impact tour de chute	97
IV.2.2	Propriétés mécaniques	98
IV.2.3	Comportement à l'impact des composites.....	104
IV.2.3.1	Résultats et discussion.....	109
IV.2.3.1.1	Matériaux tissés	110
IV.2.3.1.1.1	Courbe force-déplacement.....	110
IV.2.3.1.1.2	Courbes force-temps	110
IV.2.3.1.1.3	Courbe énergie-temps.....	111
IV.2.3.1.1.4	Comparaison des résultats	116
IV.2.3.1.1.5	Analyse visuelle post-impact des échantillons	120
IV.2.3.1.2	Matériaux mats	122
IV.2.3.1.2.1	Courbe force-déplacement.....	122
IV.2.3.1.2.2	Courbes force-temps	123
IV.2.3.1.2.3	Courbe énergie-temps.....	123
IV.2.3.1.2.4	Comparaison des résultats	126

IV.2.3.1.2.5	Analyse visuelle post-impact des échantillons	130
IV.3	Essai de fatigue cyclique en traction.....	131
IV.3.1	Comportement des éco-composites en fatigue cyclique	132
IV.3.2	Comportement en fatigue de traction	134
IV.3.2.1	Résultats et discussion.....	135
IV.3.2.1.1	Evolution des propriétés mécaniques.....	135
IV.3.2.1.1.1	Perte de rigidité	135
IV.3.2.1.1.2	Courbe contrainte-déformation.....	137
IV.3.2.2	Durée de vie	138
IV.4	Conclusion	140
	Conclusion générale	143

Listes des figures

Chapitre I

Figure I. 1 Matériau composite.	5
Figure I. 2 Différents type de matrices.	6
Figure I. 3 Différent types de fibres naturelles [5].	7
Figure I. 4 Diagramme comparative des différents renforts [3].	8
Figure I. 5 Structure de la fibre végétale [12].	10
Figure I. 6 Type de liaison fibres-matrice [3].	14
Figure I. 7 Réaction chimique des groupes hydroxyles avec les groupements acétyles.	17
Figure I. 8 Pante agave.	18
Figure I. 9 Fibres brutes de Sisal extraite d'agave [33].	18
Figure I. 10 Image en microscopie optique d'une fibre de Sisal longitudinale [34].	19
Figure I. 11 Variation de l'absorbions d'humidité en fonction du temps pour les deux matériaux [46].	24
Figure I. 12 Plante d'Alfa.	28
Figure I. 13 Tiges de plante Alfa.	29
Figure I. 14 Image MEB de la coupe transversale des fibres [29].	29

Chapitre II

Figure II. 1 Différentes architectures des matériaux composites a) composite chargé b) fibres courtes c) stratifiés d) sandwich.	36
Figure II- 2 Couche de matériau orthotrope.	38
Figure II. 3 Matériau isotrope transverse.	39
Figure II. 4 Les différentes échelles d'étude d'un stratifié.	40
Figure II. 5 Fissuration de la matrice.	49
Figure II. 6 Décohésion fibres matrice.	50
Figure II. 7 Mode d'endommagement par délaminage.	51
Figure II. 8 Mode d'endommagement par rupture de fibres.	51

Chapitre III

Figure III. 1 Plante d'Alfa et de Sisal brute.	55
---	----

Figure III. 2 Méthode d'extraction des fibres étape 1 trempage .	56
Figure III. 3 Extraction des fibres étape 2 brosse mécanique.	57
Figure III. 4 Méthode d'extraction des fibres de Sisal.	57
Figure III. 5 Traitement des fibres d'Alfa a) alcalisation b) neutralisation c) séchage des fibres.	58
Figure III. 6 Fibre d'Alfa a)avant et après traitement b) conservation dans un dessiccateur.	58
Figure III. 7 Traitement des fibres de Sisal a) 20g de fibre de Sisal b) bain de soude c) neutralisation à l'acide acétique d) fibre de Sisal traitées.	59
Figure III. 8 Différentes étapes d'extraction des extractibles.	60
Figure III. 9 Détermination de l'holocellulose.	60
Figure III. 10 Détermination de l' α cellulose.	61
Figure III. 11 Détermination de la lignine.	61
Figure III. 12 Appareil de AFTIR.	63
Figure III. 13 Spectres FTIR d'Alfa non traité, d'Alfa traité, de Sisal non traité, de Sisal traité.	65
Figure III. 14 Analyse thermogravimétrique.	67
Figure III. 15 Courbes TGA des différents types de fibres et différents types de composites.	68
Figure III. 16 Courbes DTG des différents types de fibres.	69
Figure III. 17 Courbes DSC des différents types de traitement.	70
Figure III. 18 Microscope électronique à balayage.	72
Figure III. 19 Observation au MEB: (a-b) Fibres d'Alfa non traitées ; (c-d) Fibre d'Alfa traitées; (e) mesure du diamètre.	73
Figure III. 20 Observation au MEB: (a-b) Fibres de Sisal non traitées; (c-d) Fibres de Sisal traitées Sisal fibres; (e) mesure du diamètre.	74
Figure III. 21 Observation au microscope pour la mesure du diamètre.	75
Figure III. 22 Teste de traction des fibres de Sisal et d'Alfa traitées et non traitées.	76
Figure III. 23 Courbe contrainte déformation: (a) Fibre d'Alfa non traité (b) fibre d'Alfa traité (c) Fibre de Sisal non traité (d) Fibre de Sisal traité.	77
Figure III. 24 Renfort de fibres tissé et mat.	78
Figure III. 25 Préparation et mise en œuvre des éprouvettes découpées normalisées.	80
Figure III. 26 Mesure expérimentale du taux de porosité.	81
Figure III. 27 Teste de traction.	83
Figure III. 28 Courbe contrainte-déformation: a) mat de fibres b) fibre tissée.	84
Figure III. 29 Essai de flexion trois point.	86

Figure III. 30 Courbe force-déplacement: a) mat de fibres b) fibre tissée.	87
Figure III. 31 Essai de compression.	89
Figure III. 32 Courbe de force déplacement des a) tissés b) mat.	90
Figure III. 33 Observation au MEB du mécanisme de rupture du composite.	92
Figure III. 34 Comparaison des modules d'Young de composites renforcés par différentes fibres naturelles.	93

Chapitre IV

Figure IV. 1 (a) Machine d'essai type IMATEK M10 et système de support avec impacteur et (b) dessin schématique.	106
Figure IV. 2 (a) Courbe charge-déplacement et (b) Courbe charge-temps d'un échantillon non perforé.	107
Figure IV. 3 (a) Courbe charge-temps et (b) courbe charge-déplacement d'un échantillon perforé.	108
Figure IV. 4 Courbes d'absorption d'énergie et de force de contact en fonction du temps (a) avec rebondissement et (b) avec perforation.	109
Figure IV. 5 Courbes charge-temps et charge-déplacement pour les matériaux tissés.	114
Figure IV.6 Diagramme représentatif des forces maximal en fonction des biocomposites. .	117
Figure IV. 7 Diagramme représentatif des énergies absorber en fonction des biocomposites.	118
Figure IV. 8 Diagramme représentatif des déformations en fonction des biocomposites.	119
Figure IV. 9 Vues avant et arrière des éprouvettes après essai d'impact.	121
Figure IV. 10 Courbes charge-temps et charge-déplacement pour les matériaux mat.	125
Figure IV. 11 Diagramme représentatif des forces maximal en fonction des biocomposites.	127
Figure IV. 12 Diagramme représentatif des énergies absorber en fonction des biocomposites.	128
Figure IV. 13 Diagramme représentatif des déformations en fonction des biocomposites. ...	129
Figure IV. 14 Vues avant et arrière des éprouvettes après essai d'impact.	131
Figure IV. 15 Essai de traction qui précède l'essai de fatigue.	135
Figure IV. 16 Evolution du module en fonction de nombre de cycle pour les matériaux renforcer à 40%.	137
Figure IV. 17 Courbes contrainte-déformation des différent matériaux à différents niveau de contrainte.	138
Figure IV. 18 courbe S-N des différentes éprouvette renforcé à 40%.	139

Liste des tableaux

Chapitre I

Tableau I. 1 Caractéristiques des matrices thermodurcissables [1].	6
Tableau I. 2 Caractéristiques des matrices thermoplastiques [1].	7
Tableau I. 3 Composition chimique des fibres végétales [19].	11
Tableau I. 4 Propriétés mécanique de quelque fibre naturelle.	13
Tableau I. 5 Composant chimique des fibres de Sisal.	19
Tableau I. 6 Quelques propriétés des fibres de Sisal.	19
Tableau I. 7 Dureté Shore-D des composites à base de fibres traitées et non traitées [39].	21
Tableau I. 8 Valeurs expérimentales de l'échantillon selon la norme ASTM[48].	25
Tableau I. 9 Composition chimique des fibres d'Alfa.	30
Tableau I. 10 Caractéristique mécanique des fibres d'Alfa [59]	30

Chapitre II

Tableau II. 1 Comparaison des résultats expérimentale et numérique des essais.	46
--	----

Chapitre III

Tableau III. 1 Caractéristique mécanique en traction de la résine époxy.	56
Tableau III. 2 Composition chimique de l'Alfa et de la Sisal avec et sans traitement.	62
Tableau III. 3 Liaisons chimiques et leurs longueurs d'onde correspondantes.	65
Tableau III. 4 Propriétés thermiques des différent type de fibres.	69
Tableau III. 5 Résultats DSC des différents types de fibres.	71
Tableau III. 6 Valeur moyenne de diamètre, contrainte, déformation et module de Young des fibres traitées et non traité.	77
Tableau III. 7 Calcul du taux de porosité présente dans le matériau.	82
Tableau III. 8 Caractéristique mécanique en traction des différents biomatériaux.	84
Tableau III. 9 Caractéristique mécanique en flexion 3 point des différents matériaux.	88
Tableau III. 10 Caractérisation de la compression des époxy tissés et mat renforcés d'Alfa, Sisal et hybride.	91

Chapitre IV

Tableau IV. 1 Résultats des essais de choc avec pénétration complète (perforation) des éprouvettes tissé.	114
Tableau IV. 2 Résultats des essais de choc avec pénétration complète (perforation) des éprouvettes mat.	126
Tableau IV. 3 Paramètres expérimentaux des différents essais de fatigue.	135
Tableau IV. 4 Valeurs numériques des différents résultats de fatigue.	139

Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier le bon Dieu le tout puissant de m'avoir illuminé et ouvert les portes du savoir, et nous avoir donné la volonté et le courage pour réaliser cette thèse. Je tiens en premier lieu, à exprimer ma profonde gratitude à mon promoteur Mr NOUR Abdelkader qui a bien voulu m'encadrer pour l'élaboration et le suivi théorique et pratique de notre projet de thèse de doctorat, je tiens aussi à remercier les membres de jury. Je suis reconnaissante de l'opportunité qui m'a été donnée de présenter mon travail devant vous. Je tiens à remercier sincèrement Pr. M. Hachemi; Z. Oukali pour leur aide et soutien et pour la confiance qu'ils m'ont témoignée ; un remerciement particulier va à ARIBI Chouaib, S. et Aït Hacene de l'Unité de Recherche Matériaux, procédés & Environnement de l'Université M'Hamed Bougara de Boumerdes et pour ses conseils et leurs aides expérimentales.

Je tiens aussi à exprimer toutes mes gratitudes à Dr Kobzili et Mr Merzak pour leur aide (matériels). Il m'est particulièrement agréable de témoigner ma reconnaissance à Mr Madani et M Louiza pour leurs conseils instructifs et précieux. Je tiens à exprimer aussi ma vive reconnaissance aux enseignants de département de génie mécanique qui ont contribué à ma formation. Enfin, que toutes celles et tous ceux qui, de près ou de loin, m'ont généreusement offert leurs concours à l'élaboration de ce travail, trouvent ici l'expression de ma profonde sympathie. Enfin, je remercie tous ceux qui m'ont encouragé pour réaliser ce travail.

Dédicace

Je dédie ce travail à ma maman bien aimé tu es mon roc, ma source de force et de soutien. Ta patience, ton amour inconditionnel et ta compréhension ont été mes phares tout au long de cette aventure. À mon papa, pour son soutien inconditionnel et ces sacrifices inestimables et son aide physique, matériel, et moral. Tu m'as toujours encouragé à poursuivre mes rêves et a été mon pilier dans les moments de doute.

À mon frère et sa femme, pour leur soutien constant, leurs encouragements et leur compréhension. Votre présence a rendu ce parcours moins solitaire et plus enrichissant, et votre fierté indéfectible. Chacun de vous a apporté une lumière différente à ce parcours, et je suis reconnaissante pour chaque moment partagé et chaque instant de soutien.

À ma belle-famille, et plus particulièrement mon beau père, un grand homme, et ma belle-mère une brave femme, pour votre accueil chaleureux, votre soutien et votre encouragement. Votre présence a enrichi ma vie et a été une source de réconfort à chaque étape de cette aventure.

À mes professeurs et mentors, pour leur guidance éclairée, leur expertise et leur inspiration. Vos conseils ont été précieux dans la construction de cette recherche.

À mon mari, mon partenaire dans tous les défis de la vie et à ma fille qui ont rendu ce voyage possible, vous êtes ma source d'inspiration et de motivation. Merci infiniment.

À mes grands-parents bien-aimés, que votre mémoire soit éternelle. Vous avez été mes premiers enseignants, mes guides et mes modèles de sagesse. Votre amour inconditionnel et vos histoires ont nourri mon esprit et ont façonné la personne que je suis aujourd'hui.

À mes amis, pour leur amitié indéfectible, leurs encouragements et leurs sourires qui ont illuminé les jours les plus sombres.

À toutes les personnes qui ont croisé mon chemin et qui ont contribué, de près ou de loin, à l'accomplissement de ce travail, je vous adresse ma profonde gratitude.

Et enfin, à tous ceux qui œuvrent pour l'avancement du savoir et de la science, que cette humble contribution puisse être une pierre ajoutée à l'édifice de la connaissance.

Problématique

Les fibres végétales constituent une réponse adéquate aux problèmes environnementaux actuelles car elles représentent une bonne alternative aux fibres synthétiques. L'étude des propriétés mécaniques et la modélisation des matériaux à base de fibres végétales permettent donc de répondre aux problématiques que nous avons souhaité explorer.

Malgré ces avantages, de nombreuses questions restent posées quant à la possibilité d'utiliser ce type de composites à une plus grande échelle. Certaines problématiques liées à la compréhension de différents aspects de leur comportement ainsi qu'à leur durabilité doivent en effet être résolues.

Il reste donc essentiel de bien étudier la destination du matériau et les contraintes auxquelles le matériau est soumis, afin de leur garantir une fiabilité et une rentabilité économique leur permettant de devenir compétitifs face aux composites à fibres usuelles. Il s'avère donc nécessaire de se pencher sur cette problématique pour y apporter quelques éléments de réponse

L'objectif de la performance technique étant atteint avec des matériaux synthétiques, une problématique nouvelle se pose, à savoir, est-ce que l'homme peut continuer à évoluer tout en étant en adéquation avec le milieu dans lequel il vit ?

C'est à ces préoccupations que nous proposons de répondre à travers ce travail doctoral, et de proposer une stratégie de modélisation permettant de prédire le comportement de ces composites afin d'optimiser leurs performances futures.

Objectif

L'étude d'un matériau composite fait appel à quatre facteurs principaux qui sont :

En premier lieu, le choix des matières premières. En second lieu, le choix du procédé d'élaboration : la fabrication des composites biosourcés est aussi abordé, dans le but de sélectionner par la suite un procédé de fabrication approprié pour la réalisation de la structure. Ensuite, l'évaluation et la compréhension des propriétés et mécaniques du matériau élaboré. En fin, la modélisation du comportement de ce matériau : une modélisation analytique est proposée dans le but de prédire le comportement mécanique du matériau.

Le but étant de comprendre et de caractériser le comportement de ces matériaux biosourcés à l'échelle microscopique (la fibre unitaire) et macroscopique (à l'échelle du composite) et d'analyser l'influence du renfort sur le composite et sur ses propriétés mécaniques tout en réduisant les coûts. C'est dans ce domaine que les fibres naturelles peuvent être beaucoup plus intéressantes que les fibres artificielles, puisqu'elles sont moins dispendieuses, renouvelables, respectueuses de l'environnement, et nécessite moins d'énergie de production. Et ainsi d'apporter des éléments de réponse aux demandes des ingénieurs et des chercheurs dans ce domaine.

La particularité de ce travail de recherche réside à la fois dans la valorisation des fibres végétales comme alternatif pour les fibres synthétiques, et la manière de traiter la problématique scientifique liée à ce genre de matériau avec une approche globale des propriétés de ces derniers.

L'objectif est d'apporter des éléments de réponse à ce sujet. Le présent travail, s'inscrivant dans ce contexte, a permis de répondre à de nombreuses questions inhérentes au comportement des composites à fibres d'Alfa et de Sisal n'étant jamais étudié au paravant.

INTRODUCTION
GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Introduction générale

Les matériaux composites sont de plus en plus utilisés dans divers domaines d'application, tels que l'aéronautique, l'aérospatiale, le génie civil, le sport et les loisirs. Ils offrent la possibilité de réaliser des pièces de formes complexes, légères et aptes à remplir plusieurs fonctions. L'intérêt croissant pour les préoccupations environnementales et écologiques ces dernières années a conduit au développement de composites issus de la biomasse présentant des performances mécaniques élevées. Les fibres naturelles se révèlent être une alternative intéressante et peuvent parfois même remplacer certaines fibres synthétiques. Cependant, l'allègement des matériaux, couplé à une empreinte écologique de haute performance, représente une opportunité majeure pour la création d'activités économiques dans nos régions. Ces matériaux valorisent les produits de l'agriculture locale en développant des matériaux de haute technologie, extrêmement légers et performants.

Ainsi, ce travail porte sur la mise en œuvre et l'étude du comportement mécanique et thermique des composites biosourcés. Les matériaux étudiés sont constitués de fibres de Sisalet des fibres d'Alfa et d'une matrice époxy. Les fibres sont en forme de tissée satin bidirectionnelle et en forme de mat de fibres orientées de façon aléatoire jouant le rôle du renfort des composites. En plus d'un matériau hybride combinant les deux fibres, exploitant les propriétés élastiques des fibres de Sisal et la rigidité des fibres d'Alfa en induisant une forte contrainte de cisaillement dans le matériau lors de différentes sollicitations. Il est donc intéressant d'étudier le comportement d'un composite combinant les propriétés mécaniques des deux types de fibres et de géométrie différente de renfort.

Le premier chapitre propose une étude bibliographique sur les matériaux composites biosourcés, débutant par une présentation générale des différents types d'éco-composites, de leurs constituants et des méthodes de mise en œuvre correspondantes. Une caractérisation du comportement mécanique en statique et dynamique est également développée, ainsi qu'une analyse de l'endommagement des composites sous sollicitation. La deuxième partie du chapitre examine les différentes fibres utilisées en évoquant certains travaux extérieurs.

Le deuxième chapitre, cette partie est d'établir une synthèse de l'analyse du comportement mécanique et de la théorie des plaques stratifiées. Ainsi, le développement de l'utilisation des matériaux composites dans les structures nécessite et de mettre en place les outils nécessaires

INTRODUCTION GENERALE

à la modélisation du comportement mécanique des matériaux composites et à l'analyse des structures stratifiées.

Dans le troisième chapitre, une caractérisation chimique, thermique et mécanique du comportement en statique et des composites renforcés par des fibres naturelles de Sisal et d'Alfa avec différentes fractions volumiques (30%, 40%) et différentes architectures. L'extraction puis le traitement chimique permet d'avoir des fibres prêtes à l'emploi. Une décomposition chimique ainsi que des analyses FTIR et thermogravimétrique ont permis de connaître les différents constituants des fibres et de montrer l'efficacité du traitement chimique. Des tests de traction monotone uni axiale jusqu'à la rupture ont été effectués sur les stratifiées. Les composites ont également été soumis à des essais de flexion trois-points en statique. Le comportement mécanique en compression a aussi été évalué, et les principaux modes d'endommagement ont été identifiés à l'aide de l'analyse microscopique électronique à balayage.

Le quatrième chapitre présente la caractérisation mécanique dynamique sous l'effet de l'impact et de fatigue cyclique. Différents paramètres comme la force maximale, les déplacements, l'énergie absorbée élastique, et plastique pour les matériaux à renfort fibreux tissés et mat avec des fractions volumiques de 30% et 40% avec des niveaux d'énergie allant de 5J à 25J pendant l'essai de l'impact seront étudiés. Par ailleurs, la réponse des composites tissés à 40% de fraction volumique soumis à une fatigue cyclique à différents niveaux d'énergie seront aussi étudiés en termes de durée de vie et de perte de rigidité. Les résultats obtenus dans ces différentes analyses sont discutés et synthétisés dans la conclusion générale, et des perspectives pour de futures recherches sont proposées.

CHAPITRE I : Etude bibliographique

I.1 Introduction

En raison de problème d'environnement et de développement durable, l'évolution de la technologies vertes, et plus précisément dans le domaine de la science des matériaux, est en évolution cesdernièreannées, et ceci à travers le développement desbio-matériaux ou plus particulièrement les bio-composites. En effet, le développement des composites à hautes performances et à base de ressources naturelles contenant des fibres naturelles et des matrices bio-polymèresest en augmentation dansplusieurs applications industrielles.

Dans cette partie du travail,Ce chapitre dresse une synthèse bibliographique mettant en exergue, entre autres, des éléments d'informations scientifiques qui viendront en appui à la compréhension et à l'interprétation des résultats obtenus tout au long de cette étude doctorale.

Nous passerons en revue les différents types de matrices et renforts classiquement employésdans l'industrie,les propriétés mécaniques de l'interface entre fibres et matrice,et la réalisation d'une structure composite.Ensuite, un aperçu des principaux travaux de la littérature qui leur sont consacrés, permettent de mieux connaître leur diversité et leurs gammesde propriétésainsi que les caractéristiques des fibres et leurs méthodes de traitement et leurs structures, mais aussi leurs compositions, ainsi que leurs propriétés.

D'autre part,nous introduirons le matériau phare de cette étude, les fibres d'Alfaet les fibres de Sisalleurs modes de traitement, ainsi que les caractéristiques de ceteco-produits sous contrainte d'efforts mécanique sont exposées.

I.2 Mise en contexte

I.2.1 Matériaux composites

Un matériau composite est constitué de différentes phases non miscible,une ossature, appelée renfort, qui assure la tenue mécanique, et d'un liant, appelée matrice, qui est généralement une matière plastique (résine thermoplastique ou thermodurcissable) et qui assure la cohésion de la structure et la retransmission des efforts vers le renfort[1]. En effet, il ne doit y avoir ni glissementni séparation entreles différentes phases de la structure pour obtenir de bonnes caractéristiques mécaniques élastiques.

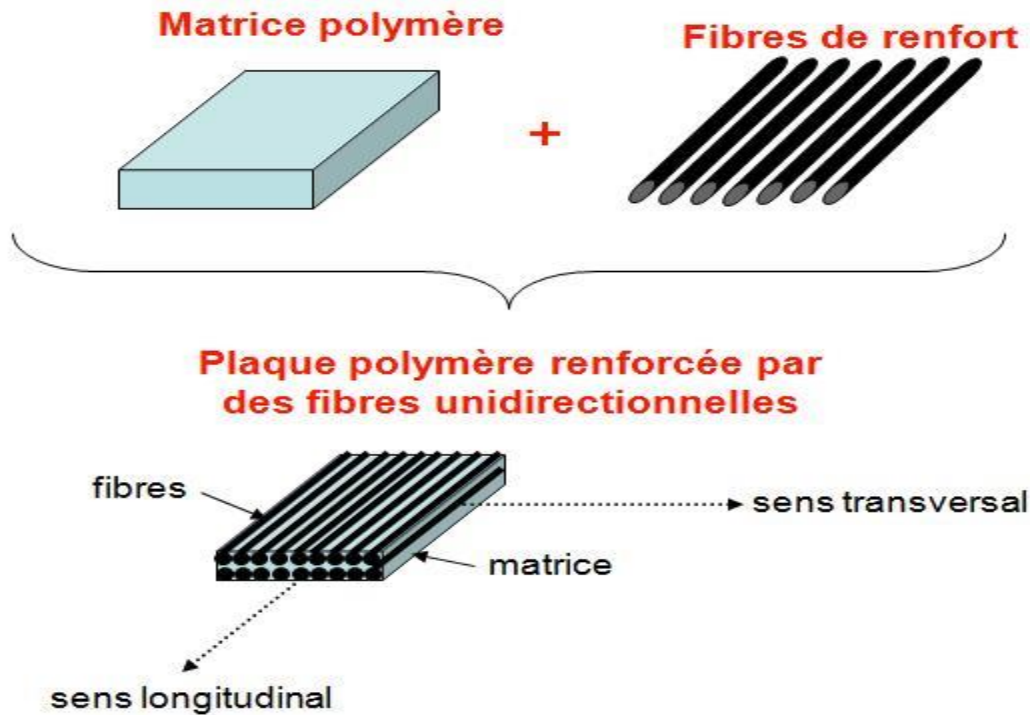


Figure I.1 Matériau composite.

I.2.2 Matériaux éco-composites

L'incorporation des fibres cellulosique dans différents matériaux ne date pas d'hier. En effet, les performances des composites tirent profit des avantages de la fibre et de la matrice. On trouve aujourd'hui une variété de types de matériaux composites à base de fibres naturelles utilisés dans divers domaines.

L'utilisation des bio-composites connaît un essor unissant légèreté et résistance mécanique exceptionnelle avec un impact réduit sur l'environnement et l'économie, ces matériaux permettent en effet des applications toujours plus nombreuses dans des industries aussi importantes que la construction automobile et le génie civil[2].

I.2.3 Matrices

La matrice assure la cohésion entre les renforts de manière à répartir les sollicitations mécaniques. Elle assure aussi la protection du renfort vis-à-vis des diverses conditions environnementales mais avec des propriétés mécaniques plus faibles. Il existe de nombreux types de matrices, parmi lesquels on peut citer les matrices métalliques, céramiques, organiques ou polymères. Nous nous intéresserons principalement à ces dernières[1]. D'un point de vue chimique, un polymère est une macromolécule se présentant comme un assemblage de nombreuses molécules identiques (les monomères) la manière dont sont liés

CHAPITRE I : Etude bibliographique

les différents monomères entre eux conditionne les propriétés du polymère global [3]. Dans le cas des composites à matrices organiques les principales matrices utilisées sont : thermodurcissables et les thermoplastiques.

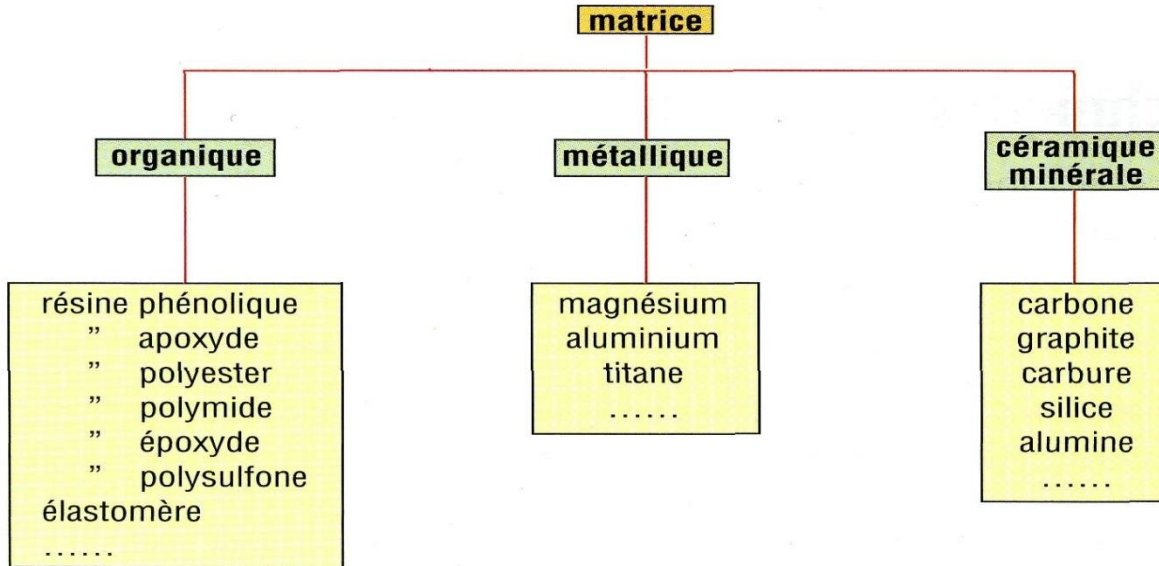


Figure I.2 Différents type de matrices.

I.2.3.1 Résines thermodurcissables

Les résines thermodurcissables ont des propriétés mécaniques élevées. Ces résines ne peuvent être mises en forme qu'une seule fois. Leur mise en œuvre se fait en général à l'état liquide, à des températures relativement faibles. Elles sont en solution sous forme de polymère non réticulé en suspension dans des solvants. Quand les deux solutions sont mélangées, une réaction chimique de polymérisation a alors lieu. Une fois la polymérisation est terminée, le matériau se retrouve à l'état solide. Cette transformation physique est irréversible. Les résines polyesters insaturées, les résines de condensation (phénoliques, amioplastiques, furaniques) et les résines époxy sont des résines thermodurcissables. Les matériaux les plus performants ont des caractéristiques mécaniques élevées et une masse volumique faible, leur légèreté et leur facilité de mise en œuvre leur confère des propriétés intéressantes pour l'utilisation en tant que matrices dans les matériaux composites [1].

Tableau I.1 Caractéristiques des matrices thermodurcissables [1].

Résines	T_f (C°)	ρ (Kg /m ³)	ξ_r (%)	σ_r (MPa)	σ_c (MPa)	E (GPa)
Polyesters	60 à 100	1140	2 à 5	50 à 85	90 à 200	2,8 à 3,6
Phénoliques	120	1200	2,5	40	250	3 à 5
Époxydes	290	1100 à 1500	2 à 5	60 à 80	250	3 à 5

I.2.3.2 Résinesthermoplastiques

Les résines thermoplastiques ont des propriétés mécaniques faibles. Ces résines sont solides et nécessitent une transformation à très haute température, ce qui rend le matériau liquide, et donc facile à manipuler. Les polychlorures de vinyle (PVC) les polyéthylènes, polypropylène, polystyrène, polycarbonate polyamide sont quelques exemples de ces résines thermoplastiques. Un simple refroidissement permet de ramener le polymère à son état initial. Dans ce cas il n'y a pas de réaction chimique et le changement de l'état physique du matériau est possible. De même que pour les résines thermodurcissables, les matériaux les plus performants ont des caractéristiques mécaniques élevées et une masse volumique faible[1]

Tableau I.2 Caractéristiques des matrices thermoplastiques [1].

Résines	T _F (C°)	ρ (Kg /m ³)	σ _t (MPa)	E(GPa)
Polyamide	65 à 100	1140	60 à 85	1,2 à 2,5
Polypropylène	900	1200	20 à 35	1,1 à 1,4

I.2.4 Renforts à base de fibresnaturelles

Les fibres naturellessont regroupées en trois types selon la source dont elle est issue : végétale, animale ou minérale la figue I-3 suivante montre quelque exemple de ces sources de fibres naturelles[4].

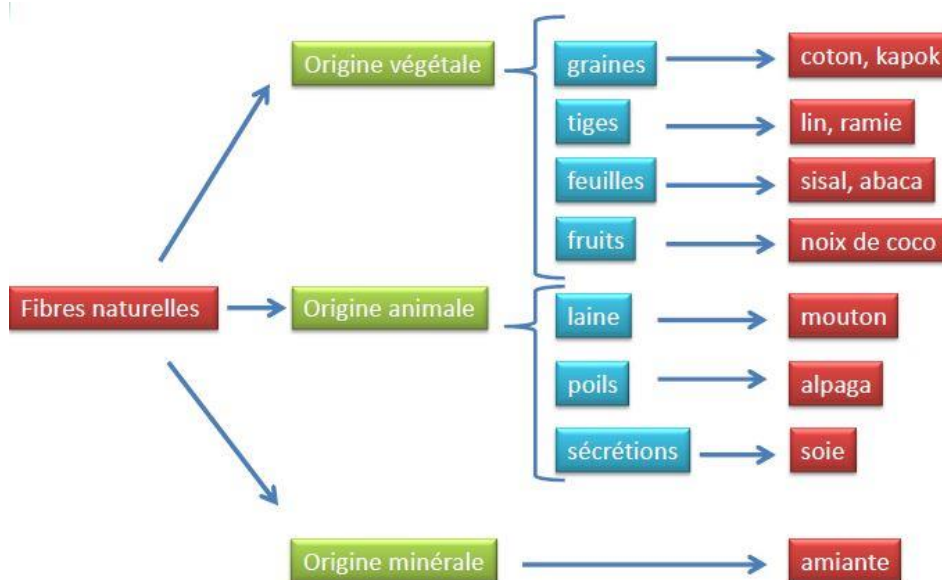


Figure I.3 Différent types de fibres naturelles[5].

I.2.5 Différents types de renfort végétal naturels

CHAPITRE I : Etude bibliographique

Il existe un nombre important de types de fibres naturelles disponibles qui ont été étudié. Yan et al.[6], Abdulnasir et al.[7]et Akil et al.[8]on rapporter des travauxà propos du comportement mécaniquedes composites à fibres naturelles est trèsdifférent de celui des composites classiques à fibressynthétiques. Ils ont montre aussi que ces éco-composites possèdent des caractéristiquesmécaniques relativement élevéesgrâceà leurs faibles masses. Ces caractéristiques peuventêtre encore améliorées par des traitements des fibres et/ou des interfaces.

Faruk et al.[9] proposent une synthèse de la littérature concernant l'utilisation des fibres naturelles dans les composites. Ils ont présenté une comparaison des différentescaractéristiquesmécaniques des composites à fibres naturelles étudiées durant ces dernièresannées. Monti[3]a construit un diagramme de choix des matériauxen représentant la rigidité spécifique en fonction de la résistance spécifique en termes de caractéristiquesmécaniques relatives à la masse des matériaux (Figure I-4). Il montre que les fibres de chanvre et de lin présentent les meilleures caractéristiquesmécaniques qui sont très comparables à celles des fibres synthétiquesde verre.

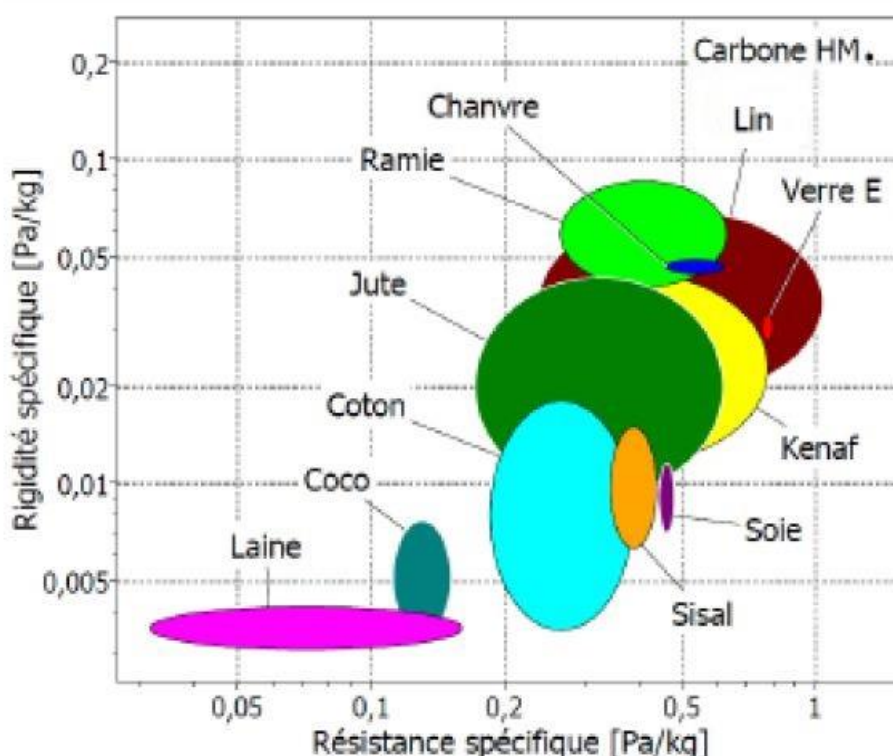


Figure I.4 Diagramme comparative des différents renforts [3].

Parmi les fibres naturelles les plus connues on peut trouver la fibre de lin (*Linum usitatissimum*), qui appartient aux fibres libériennes. Elle est une des plus anciennes

CHAPITRE I : Etude bibliographique

plantes à fibres du monde, qui est cultivée dans les régions tempérées. Il est le plus souvent utilisé dans les marchés du textile à plus forte valeur ajoutée. De nos jours, il est de plus en plus utilisé dans le domaine des matériaux composites. Les composites à fibres naturelles de lin ont été beaucoup étudiés durant ces dernières années. Les propriétés mécaniques en traction de ces fibres sont estimées en fonction de leurs diamètres et de leurs emplacements dans les tiges [10]. La large variabilité de ces propriétés est attribuée à la variation de la taille de la fibre le long de son axe longitudinal. Les valeurs les plus élevées des propriétés mécaniques sont issues du milieu de la tige. Les propriétés mécaniques des composites lin/époxy à fibres unidirectionnelles ont été étudiées dans des nombreux travaux. Les caractéristiques des composites lin/polyester ont été évaluées avec et sans traitements chimiques pour étudier l'effet de ces traitements sur la qualité de l'interface fibre-matrice [10]. Diverses recherches sur les composites lin/polypropylène ont été aussi effectuées. On trouve par exemple des études sur la comparaison entre les composites à fibres naturelles avec ceux à fibres synthétiques réalisées par Arrbelaiz et al. [11].

Une autre culture notable de fibres libériennes est le chanvre, qui appartient à la famille du cannabis. C'est une plante annuelle qui pousse dans les climats tempérés. Le chanvre est actuellement l'objet d'une subvention de l'Union Européenne pour l'agriculture non alimentaire [12]. Les composites à fibres naturelles de chanvre ont été étudiés en utilisant différentes matrices : Les composites chanvre/polypropylène et chanvre/époxy ont été étudiés par Bourmaud et Baley [13] ainsi que par Santulli et Caruso [14] pour l'intérêt du recyclage. Ils ont montré que les composites renforcés par des fibres de chanvre possèdent des propriétés mécaniques très élevées.

On peut également citer les fibres de jute qui présentent aussi les fibres libériennes avec un volume de production très élevé. Le Bangladesh, l'Inde et la Chine fournissent les meilleures conditions pour la croissance de jute. En tant que fibre végétale, le jute est peu adapté à la production de tissus pour l'habillement, à cause de sa trop forte teneur en lignine, bien que cela soit possible après traitement [12]. Par contre, les composites à fibres naturelles de jute possèdent des caractéristiques mécaniques élevées. Ainsi, ce type de composite est le concurrent principal des composites à fibres synthétiques comme il a été montré dans les travaux de Granato et Lucke [15].

Les fibres d'Alfa aussi sont de plus en plus répondues. En effet, dernièrement quelques études ont utilisé des fibres d'Alfa comme renfort de polymères thermoplastiques comme le montre Belhassen et al. [16], dans sa recherche menée sur l'effet de l'incorporation des

fibres d'Alfa traitées à la soude, à une matrice biopolymère. Les auteurs ont montré que l'incorporation des fibres lignocellulosiques dans ce type de biopolymère provoque une forte augmentation du module d'élasticité et de la résistance maximale à la traction et à la flexion des biocomposites en fonction du taux de fibres en passant de 10 à 30 (% wt) avec une diminution de l'allongement à la rupture et une augmentation de la résistance aux chocs des biocomposites a été aussi démontrée.

Beaucoup d'autres travaux ont été réalisés par les chercheurs sur ce domaine étant donné la grande variété des fibres naturelles et le large éventail d'applications des matériaux composites ainsi élaborés, sont à l'origine du grand nombre de travaux réalisés dans ce domaine.

I.2.6 Structure et composition des fibres naturelles végétales

Sur le plan morphologique, la fibre végétale présente une variabilité très importante en fonction de leurs origines. En effet, les dimensions des fibres végétales dépendent de l'espèce et au sein de la même espèce, de l'origine de provenance, de l'état de maturité et aussi des conditions environnementales de croissance de la plante. La variabilité du diamètre et de l'angle de l'orientation hélicoïdale de la fibre peut être très importante le long de la même fibre végétale [17]. La fibre est constituée de deux parois, primaire et secondaire, composées de trois couches. Ces multicouches font l'anisotropie du matériau.

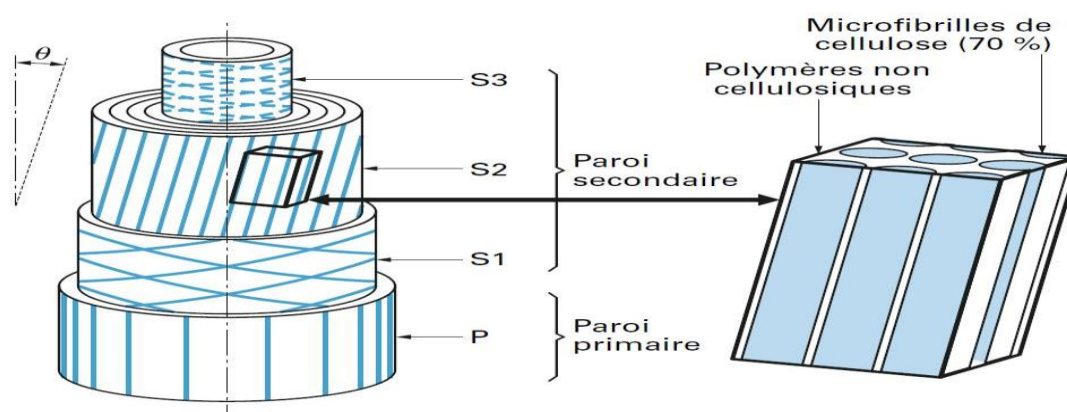


Figure I.5 Structure de la fibre végétale [12].

La composition chimique des fibres naturelles varie en fonction du type de fibre. Les performances des composites polymères renforcés par des fibres naturelles dépendent aussi du type des fibres et de leurs compositions chimiques. Il y a plusieurs propriétés physiques qui sont importantes à connaître pour chaque fibre naturelle avant que la fibre puisse être utilisée pour atteindre son plus haut potentiel. En effet, les fibres naturelles possèdent une microstructure très particulière. Elles sont constituées d'un assemblage de différentes couches

CHAPITRE I : Etude bibliographique

(cellulose, hémicellulose, lignines et pectines)[12]. Les propriétés de chaque constituant contribuent aux propriétés globales de la fibre. L'hémicellulose est responsable pour la biodégradation, l'absorption d'humidité, et dégradation thermique de la fibre, alors que la lignine est thermiquement stable mais est responsable de la dégradation UV et la raideur de la fibre augmente avec la teneur en lignine qui agirait comme un agent de couplage entre les parois et les fibrilles de cellulose[4]. Quant aux celluloses, le module de Young augmente avec la teneur en cellulose, et la ductilité et rigidité (déformation à rupture) des fibres végétales augmente si l'angle de spiral augmente. En effet les fibrilles se réorientent progressivement parallèlement à l'axe avant de supporter la pleine charge. La composition en pourcentage de chacun de ces composants varie pour différentes fibres. Cette architecture est l'origine des bonnes propriétés spécifiques des fibres végétales[18].

Tableau I.3 Composition chimique des fibres végétales [19].

Fibres	Cellulose	Hémicellulose	Lignine	Pectine
Coton	92	6	-	<1
Jute	72	13	13	-
Lin	81	14	3	4
Sisal	73	13	11	2
Chanvre	74	18	4	1
Coir	43	<1	45	4
Ramie	76	15	1	2
Paille	40	28	17	8
Kapok	13	-	-	-

I.2.7 Comportement mécanique des composites à fibres végétales

L'utilisation des composites et plus précisément les composites à base de fibre naturelles dans le domaine de l'industrie automobile[20], aéronautique, plasturgie et construction, sont de plus en plus répandue grâce à leurs nombreux atouts et surtout leur impact sur l'environnement.

En l'occurrence, de nombreux travaux ont été menés pour analyser leur comportement mécanique et leurs endommagements. Bien que ces études constituent une étape primordiale pour le dimensionnement de structures en matériaux composites à fibres végétales, elles peuvent cependant s'avérer insuffisantes dans certains cas. Les composites à renfort végétal sont étudiés non seulement pour des raisons écologiques, mais aussi pour améliorer certaines propriétés, dont l'amortissement. Grâce à leur capacité à amortir les vibrations, les composites à fibres naturelles sont de sérieux candidats, lors d'un choix de matériau, pour diverses

CHAPITRE I : Etude bibliographique

applications structurales, dans les secteurs de l'automobile, de l'aéronautique et du sport par exemple[21]. En effet, l'utilisation des fibres végétales peut améliorer le pouvoir amortissant du matériau grâce à la nature viscoélastique de la cellulose. En l'occurrence, plusieurs travaux de recherche se sont intéressés à l'étude du comportement dynamique de ces composites ont cités parmi eux : Wielage et al.[22], ces auteurs ont analysé les propriétés dynamiques des matériaux composites à matrice polypropylène renforcée par des fibres végétales (lin et chanvre) ou de verre. Ils ont constaté que pour une fraction de 30%, les propriétés des composites à fibres de lin à température ambiante sont plus intéressantes que celles des composites à fibres de verre. Duc et al.[23] ont montré que les composites à fibres de lin ont des propriétés mécaniques spécifiques comparables à celles des composites à fibres de verre avec un meilleur pouvoir amortissant. Ces auteurs ont attribué les bonnes propriétés d'amortissement des composites à fibres de lin aux divers mécanismes de frottements au sein de la fibre élémentaire de lin. Monti [3] a utilisé le code de calcul 'Abaqus' pour la caractérisation vibratoire des poutres de leurs composites en une configuration encastrement/libre. Il a évalué les caractéristiques vibratoires et acoustiques des composites renforcés par des fibres naturelles de lin. Ils ont montré que les composites en fibres de lin présentent des propriétés modales très élevées comparées à celles des composites à fibres synthétiques. Il a été aussi montré que les valeurs élevées des caractéristiques vibratoires des éco-composites sont induites par les propriétés intrinsèques des fibres naturelles et essentiellement par leur morphologie particulière. Placet et al.[24] ont étudié la réponse à des sollicitations dynamiques de charge-décharge en traction sur des fibres de chanvre et ont mis en évidence une augmentation du module de la fibre avec les cycles. Cette augmentation est liée aux réarrangements internes de la fibre, c'est-à-dire à la réorientation de l'angle des fibrilles de cellulose et / ou au déplacement des molécules d'eau dans la fibre.

L'amortissement d'un matériau peut être aussi identifié à partir des essais de vibrations libres dans le but d'analyser son comportement en gammes de fréquence plus importantes. En revanche, cet aspect reste peu exploré par les chercheurs. Peu de travaux se sont appuyés sur les vibrations libres pour déterminer la capacité des composites à fibres végétales à amortir les vibrations indésirables.

En conclusion, les travaux de recherche mentionnés ci-dessus montrent que les propriétés mécaniques des composites à fibres végétales sont très intéressantes. Malgré l'intérêt

croissant qui leur est porté, il n'en demeure que peu d'auteurs se sont intéressés à leur comportement dynamique.

I.2.8 Propriétés mécaniques des fibres naturelles végétales

Dans l'industrie on s'intéresse aux fibres naturelles comme alternatives aux fibres synthétiques comme renforts dans des composites puisqu'elles ont le potentiel d'égaliser voir de surpasser les propriétés spécifiques (propriétés ramenées à la densité) des fibres synthétiques telles que les fibres de verres.

Quelques propriétés mécaniques des fibres naturelles les plus utilisées sont présentées dans le tableau (I-4) suivant :

Tableau I.4 Propriétés mécanique de quelque fibre naturelle.

Fibres	densité	Contrainte (MPa)	Modules de Young (MPa)	Modules spécifique
Jute	1,3	393	55	38
Sisal	1,3	510	28	22
Lin	1,5	344	27	50
Chanvre	1,07	389	35	32
Ananas	1,56	170	62	40
Fibres de verre	2,5	3400	72	28

I.2.9 Avantage et inconvénient des fibres naturelles

Les fibres végétales ont des avantages très intéressants qui les rendent attractives pour la fabrication des composites comme [25]:

- Faible coût.
- Propriétés mécaniques spécifiques importantes.
- Biodégradabilité.
- Non abrasif pour les outillages et non toxique.
- Neutre pour l'émission de CO₂.
- Demande peu d'énergie pour être produite.
- Pas de résidus après incinération.
- Pas d'irritation cutanée lors de la manipulation des fibres.
- Bonne isolation thermique et acoustique.
- Ressource renouvelable et lutte contre les changements climatiques.
- La plus faible densité des fibres conduit à une réduction du poids.
- Des propriétés mécaniques similaires aux fibres synthétiques.

-Impact environnemental plus faible.

Mais elles ont aussi quelques inconvénients comme[25]:

-comportement hydrophile (Absorption d'eau et moisissure).

-Faible stabilité dimensionnelle.

-Faible tenue thermique.

-Comportement anisotrope et renfort discontinu.

-Variation de qualité en fonction du lieu de croissance, de la météoetc

-Pour des applications industrielles, demande la gestion d'un stock.

I.3 Interface fibres / matrice

La différence de polarité entre les fibres naturelles hydrophiles et les matrices conventionnelles, souvent hydrophobes, se traduit par la faible aptitude de transfert de charge au niveau de l'interface, et donc par une tenue mécanique médiocre. La compatibilité de ces deux éléments et leur bonne adhérence sont donc des conditions déterminantes quant à la qualité du matériau global. La matrice doit en effet pouvoir jouer son rôle de transmission des efforts au renfort. Parmi les liaisons existantes, on peut en citer quelques-unes comme l'emboîtement mécanique, enchevêtrement moléculaire et liaisons chimiques[3], illustrées sur la figure I- 10.

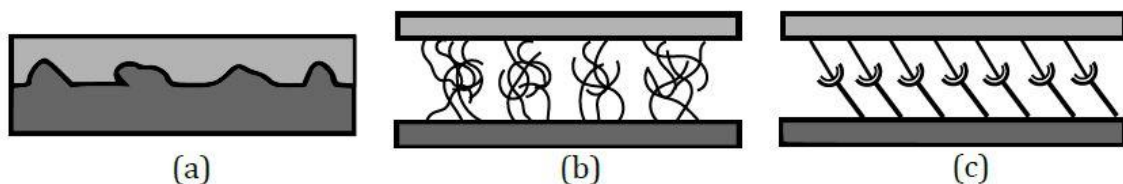


Figure I. 6 Type de liaison fibres-matrice[3].

Il est donc nécessaire de procéder à des modifications à la matrice ou aux fibres au moyen de méthodes physiques, chimiques, thermique.Ce derniera été considéré comme une solution alternative aux traitements chimiques. La transformation des lignines et des hémicelluloses au-dessous de 185C°, rend les particules lignocellulosiques moins sensibles au phénomène de reprise d'humidité. Le bois par exemple devient plus hydrophobe avec la température[26].

Le traitement physique a pour objectifs de modifier l'énergie de surface pour augmentant la mouillabilité fibres-matrice et/ou de favoriser l'imbrication mécanique entre les fibres et la matrice.Plusieurs techniques peuvent être employées, par exempleLe traitement au plasma , une décharge électrique (effet plasma froid) consisteà envoyer un gaz ionisé comme l'argon ou l'oxygène, par exemple a une pression comprise entre0.01 et 1 mbar,le gaz se décompose

CHAPITRE I : Etude bibliographique

partiellement sous forme d'ions, d'électrons et de divers radicaux qui sont des molécules très réactives. C'est l'état de plasma. Le type de gaz ionisé et la durée de l'exposition ont pour effet de modifier la surface de la fibre et du polymère[12].

Ce traitement a été appliqué sur les fibres de jute par Seki et al.[27] et de Sisal par Faruk et al. [9]. L'analyse des résultats des essais mécaniques appliqués à ces matériaux traités ont montré que le traitement par plasma améliore l'adhésion fibre/matrice et par suite augmente les propriétés mécaniques du composite.

Ou bien le traitement par effet Corona, il est similaire à un traitement par effet plasma été rapporté dans les travaux de Kalia et al.[28] Il consiste à créer une décharge électrique entraînée par l'ionisation du milieu entourant un conducteur, elle se produit lorsque le potentiel électrique dépasse une valeur critique. Corona est utilisé à l'aide d'une électrode portée à haute tension, d'une contre-électrode au potentiel zéro et d'un diélectrique faisant office de barrière. Son objectif est d'améliorer la tension ou l'énergie de surface du support traité pour une meilleure adhésion de surface. Le traitement Corona est une des techniques les mieux appropriées pour l'activation de l'oxydation de surface. [12].

I.3.1 Traitement chimique

Cette méthode consiste à modifier la surface afin de créer des liaisons chimiques entre fibres et matrice. Ces modifications ont deux fonctions : réagir avec les groupes OH de la fibre et s'enchevêtrer avec les chaînes du polymère. L'objectif d'un traitement en milieu basique est donc de supprimer les composés amorphes (principalement lignine et hémicelluloses) pour libérer les groupes OH de la cellulose et diminuer le diamètre des renforts (diminution du faisceau de fibres) provoquant une augmentation de l'indice de cristallinité. Ceci afin d'améliorer leurs caractéristiques mécaniques en améliorant l'adhésion des fibres avec les matrices polymères.

Parmi les différents traitements possibles, on peut citer les plus communs:

Le traitement au silane Les silanes sont des composés chimiques de formule Si_nH_{2n+2} . Ils sont de nature hydrophile avec différents groupements associés au silicium tels qu'une extrémité va interagir avec la fibre hydrophile et l'autre avec la matrice, jouant ainsi le rôle d'agent de pontage entre les phases du composite[29].

Agrawal et al[30] ont étudié l'effet de la modification chimique des fibres de palmier par le silane. Ils ont démontré que ce type de traitement augmente la compatibilité entre les fibres et la résine, tout en générant une amélioration de la résistance à la traction et de la stabilité thermique des composites. Kalia et al.[28] ont passé en revue les différents travaux sur

CHAPITRE I : Etude bibliographique

différentes fibres végétales modifiées au silane, il ont déduit que ce traitement réduit l'absorption d'humidité et rend la fibre plus hydrophobe.

Le traitement alcalin ou mercerisage représente la méthode la plus commune pour produire des fibres de haute qualité. Ce traitement améliore l'adhérence de l'interface et réduit le diamètre des fibres, augmentant ainsi le rapport d'aspect. Ce qui conduit à une augmentation des propriétés mécaniques [26]. H. Ku ont étudié que le traitement alcalin améliore de manière significative les propriétés de traction du poly lactique (PLA) renforcé de fibres de chanvre comparés à ceux non traités [31].

Le schéma de la réaction de l'hydroxyde de sodium avec la cellulose est le suivant:



Traitement au permanganate Le trempage de la fibre végétale dans une solution de permanganate de potassium (KMnO_4) dissoute dans l'acétone pendant trois minutes permet de réduire la tendance hydrophile de la fibre. Cette réduction est fonction de l'augmentation de la concentration du KMnO_4 . Le traitement au permanganate de potassium constitue l'une des meilleures méthodes pour améliorer la liaison à l'interface fibre-polymère. Almusawi [26], Kalia et al. [28] ont reporté dans une revue les travaux de Paul et al. qui consistent à traiter des fibres de Sisal traitées au alcalin dans une solution de permanganate à des concentrations de 0,033 et 0,0625, et 0,125% dans l'acétone pendant 1 min. Suite au traitement au permanganate, la tendance hydrophile des fibres a été réduite et donc, l'absorption d'eau des fibres renforcées par des fibres composite a diminué. La tendance hydrophile des fibres diminuait avec l'augmentation de la concentration en KMnO_4 .

Traitement par acétylation Le traitement par acétylation est une méthode utilisée pour modifier la surface des fibres végétales afin de la rendre moins hydrophile. Le principe consiste à faire réagir les fonctions hydroxyles (-OH) de la fibre avec les groupements acétyles ($\text{CH}_3\text{CO}-$). Cette substitution convertit le caractère de la fibre et lui confère une surface hydrophobe. Les groupes hydroxyles des zones cristallines de la fibre sont étroitement compactés grâce à des liaisons intermoléculaires fortes, et sont inaccessibles aux réactifs chimiques. Comme l'acide acétique ne réagit pas facilement avec la cellulose, il convient de le remplacer par l'anhydride acétique. Afin d'accélérer la réaction, les fibres peuvent être préalablement trempées dans l'acide acétique ensuite traitées avec l'anhydride acétique pendant 1 à 3 heures [29].

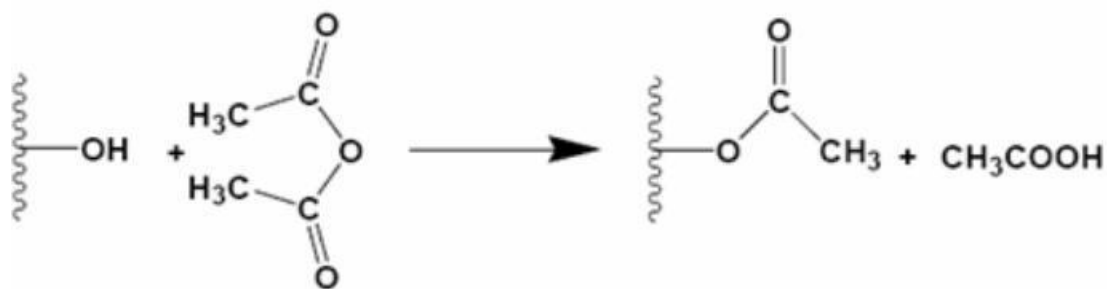


Figure I.7 Réaction chimique des groupeshydroxyles avec les groupements acétyles.

Les résultats bibliographiques cités précédemment ont montré que les composites renforcés par des fibres naturelles traitées présentent des propriétés mécaniques supérieures à celles des composites renforcés par des fibres non traitées. Les traitements chimiques améliorent les caractéristiques d'adhérence, grâce à une amélioration de la tension et de la rugosité de la surface d'interface. Ainsi, il a été approuvé que la modification de la surface de ces fibres aide de manière significative à améliorer les propriétés interfaciales des bio composites.

I.4 Généralité sur l'agave

Cette plante est composée de grosses feuilles charnues disposées en rosette de couleur bleue verdâtre. De la famille des Agavaceae, elle tient son nom de l'adjectif grec 'agavos' qui veut dire 'très originaire'. Les agaves présentent plusieurs variétés. La bibliographie évoque plus de 300 variétés différentes poussant dans toutes les régions du monde. Parmi ces agaves on distingue : l'agave americana, l'agave fourcroyde, exploitées au Mexique et dont les feuilles donnent les fibres connues sous le nom de vrai Henequen et l'agave Sisalana exploitée dans plusieurs régions du monde et plus précisément au Kenya où existe des plantations, en Angola, au Brésil, etc. et qui donne les fibres de Sisal. Il est à noter que jusqu'à maintenant les deux seuls agaves exploités à l'échelle industrielle pour leurs fibres sont l'agave Sisalana et l'agave fourcroydes. La production mondiale est de 37800 tonnes [32].



Figure I.8 Pante agave.

Très résistante, cette fibre sert à la fabrication de cordage, de fibre textile et de tapis. On l'utilise également pour fabriquer des disques de polissage. Elle trouve aussi son utilité dans le bâtiment (construction), elles sont aussi utilisées dans l'automobile pour fabriquer les fournitures intérieures des portières et des dossiers des sièges[20] .



Figure I.9 Fibres brutes de Sisal extraite d'agave[33].

Dans ce contexte, plusieurs travaux de recherche ont été menés sur la fibre d'agave americana, afin de la caractériser aux échelles macro, micro et supra structurales et d'étudier son potentiel mécanique.

I.4.1 Structure et composition chimique de Sisal

Les fibres végétales sont caractérisées par différentes classifications de leurs propriétés qui dépendent de l'origine, de la composition organique, de l'espace de culture, du degré de

CHAPITRE I : Etude bibliographique

polymérisation et des défauts structuraux. Les comportements mécaniques d'une fibre naturelle sont caractérisés par la teneur en cellulose par rapport aux autres composants. Les composant essentiel des fibres de Sisal sont représenté dans le tableau (I-5) suivant

Tableau I.5 Composant chimique des fibres de Sisal.

Cellulose	Hemicellulose	Lingin	Pectine	Matière Grasse	Eau
65.8	12.0	9.9	0.8	0.3	10

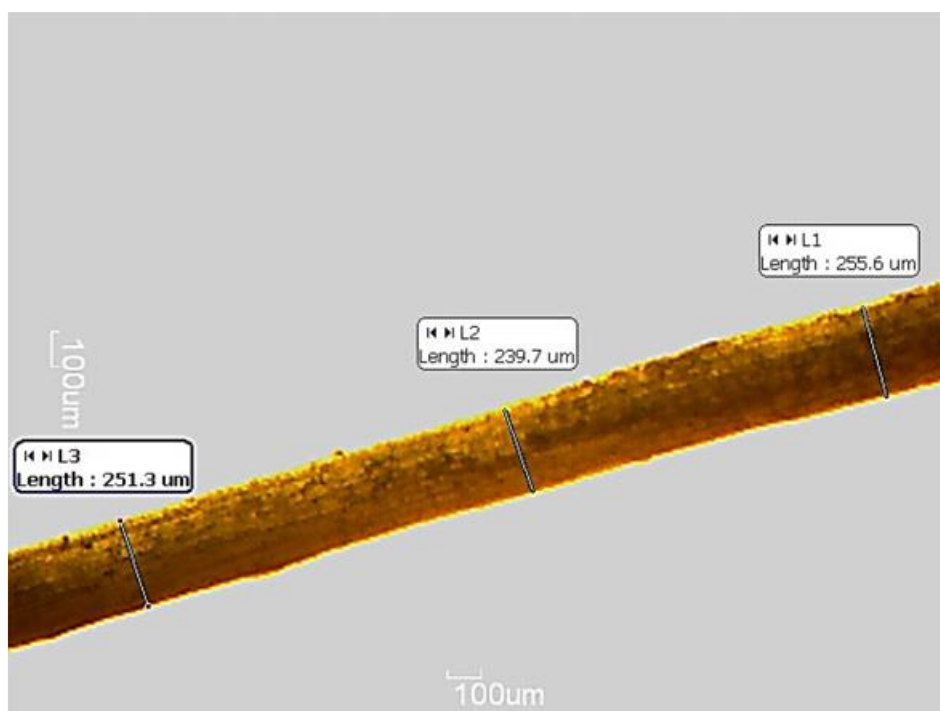


Figure I. 10 Image en microscopie optique d'une fibre de Sisal longitudinale[34].

I.4.2 Propriété mécanique des fibres de Sisal

Le tableau I-6 suivant présente quelque propriétés des fibre de Sisal[19] :

Tableau I.6 Quelques propriétés des fibres de Sisal.

Densité g/cm ³	Resistance de traction Mpa	Module de youngGpa	Elongation %	Diamètre µm	longueur mm
1.45	468-700	9.4-22	3,1-7	50-200	600 – 1200

Plusieurs études ont été réalisées par de nombreux chercheurs dans le but d'étudier les propriétés mécaniques des matériaux à base de fibres de Sisal et de les utilisées dans des

CHAPITRE I : Etude bibliographique

conditions optimales en matière de traitement et de conception ou d'élaboration. Dans ce contexte on cite les travaux de JOSEPH et al [35]. Ils ont étudié l'effets des différents types de traitements [alcalin hydroxyde de sodium, isosuanate, permanganat (0,055%), peroxyde dérivé de cardanol de toluène disocyanate(10%) et benzoylperoxyde (10%)] sur le module de traction et la résistance à la traction du composites Sisal/LDPE à 30% de fibres. Ils ont noté que les composites traités au peroxyde de dicumyle et le CTDIC présentent des propriétés de traction supérieures à celles des autres composites de fibres de Sisal traités chimiquement. La propriété augmenter sur divers traitements varie dans l'ordre DCP > CTDIC > BP > KMnO₄ > alcali.

MARTIN et al. [36] ont traité au plasma les composites à base de HDPE 70% et fibres de Sisal 30% (les composite PE/Sisal tester sont : PE traité au plasma/Sisal non traité au plasma ; PE non traité au plasma / Sisal traité au plasma ; PE traité au plasma/ Sisal non traité au plasma ; PE non traité au plasma / Sisal non traité au plasma) pour les essais à la traction ils ont clairement remarqué des valeurs supérieures pour les composites PE traités au plasma/Sisal non traités au plasma . Quantaux essais de flexion ils ont remarqué que tous les composites contenant des substances traitées au plasma indiquent des valeurs plus élevées de la résistance à la flexion par rapport aux autres échantillons, par contre pour les essais Izode il ont remarqués que le traitement au Sisal réduit la résistance au choc.

Sydenstricker et al.[37] ont traités des fibres de Sisal avec NaOH(0,25-0,5-1-2-5-10 % w /w) ou (1-2-3 % W/W) de N-isopropylacrylamide en solution aqueuse et ils ont étudié l'influence de ce traitement sur le degré de cristallisation, l'évaluation la densité des fibres, l'absorption d'eau et la résistance à la traction et ils les ont comparés avec les fibres non traitées. Le résultat obtenu montre que les composites Sisal/polyester les plus performant sont ceux traités à 2% N-isopropylacrilamide pas seulement parce qu'il représente une bonne résistance à la traction et moins d'absorbation d'eau mais aussi un meilleur résultat par rapport à la cohésion entre fibres et matrice.

Parasad et al.[38] ont traités les fibres de Sisal à 5% de NaOH pendant 24 heures pour essayer d'améliorer la résistance au choc du composite Sisal/polyester et ils les ont comparés à ceux non traitées. L'étude a montré une supériorité pour les fibres non traitées , ceci montre que ce traitement n'est pas adéquat (insuffisant) pour améliorer la résistance au choc de ce matériau. L'effet des traitements de surface des fibres de Sisal au silane et au alkali, de l'addition de plastifiant et de procédé de recuit sur la cristallisation et les propriétés thermo-mécanique des composites poly (acide lactique) ont été étudié par A. Orue et al. [39]. L'addition de fibres de

CHAPITRE I : Etude bibliographique

Sisal et l'utilisation du procédé recuit a considérablement amélioré le comportement thermo-mécanique du PLA et augmente le degré de cristallisation. Malgré l'augmentation de la cristallinité, la résistance à la traction et le module de young des composites non plastifiés ont diminué en raison de la formation de fissures à côté de l'interphase PLA / fibre de Sisal endommageant l'adhérence entre fibre de Sisal et matrice de PLA. Cependant, les propriétés de traction de recuit, les composites PLA / huile époxyde / fibres de Sisal n'ont pas été endommagés considérablement parce que l'utilisation d'huiles époxydes a contribué à améliorer l'adhérence entre les fibres de Sisal et la matrice de PLA. De plus, l'ajout d'huiles végétales à du PLA pur a accéléré le processus de cristallisation. Il convient de souligner qu'après le processus de recuit, PLA / ELO / Sisal le système de fibres a montré une augmentation de 80% de la valeur du module de traction au PLA pur non recuit en conservant une résistance et valeurs d'allongement à la rupture.

D'après les travaux qui ont été faites par JOSEPH et al.[35]. Sur des composites à base de fibre de Sisal/PE de différentes longueurs (2,1-5,8- 9) orientés de façon aléatoire et unidirectionnelle avec une fraction de 30%. Ils ont constaté que les meilleures propriétés mécaniques à la traction du composite sont supérieures à une longueur entre 5,9 et 9 quand ils sont orientés unidirectionnelle.

Le test de l'échelle de dureté Shore (Shore-D hardness) pour la fibre de Sisal de banane et de chanvre traitées au maléique anhydride avec une matrice polystyrène ont été réalisés par MISHRA et al.[40] les résultats sont résumés dans le tableau (I-7) suivant

Tableau I.7 Dureté Shore-D des composites à base de fibres traitées et non traitées [39].

	Échantillons	Dureté	
		Non traité	Traité (MA)
1	Banana Fibers	63.00	69.00
2	Hemp Fibers	67.00	67.00
3	Agave Fibers	65.00	73.00

MISHRA et al.[40] dans ce travail on étudie l'influence de la concentration des fibres de Sisal, banane et chanvre (40-45-50-55) traitées au maléique anhydride dans les composites HDPE sur le module de Young, le module de flexion, la résistance aux chocs et la dureté. Ils ont constaté une diminution des propriétés mécaniques avec l'augmentation de la quantité de fibres

CHAPITRE I : Etude bibliographique

dès le tout début (c.-à-d., 40%) jusqu'à 55% de la concentration en fibres dans le PEHD. Le composite de fibres de Sisal montre la plus haute résistance parmi toutes les fibres composites pour tous les rapports.

Le procédé de mise en œuvre ou la méthode de préparation du composite peut avoir une grande influence sur le comportement mécanique du composite. En effet JSEPHE[35] et al[41] dans leurs travaux ont étudié l'influence de la méthode de préparation du composite (melt-mexing méthode et solution mexing méthode) tout en variant la longueur des fibres, leur orientation et leur fraction. Les meilleurs résultats sont obtenus pour la méthode de solution mexing process à 30% pour une longueur de 5,8 mm

TOWO et al [42] dans leur article ont fait des tests de fatigue sur les échantillons de composites avec des fibres de Sisal traitées avec 0,06 M de NaOH et des résines époxy et polyester. Pour les composites PS/Sisal on remarque la fibre traitée résiste mieux que les fibres non traitées avec les mêmes pourcentages de contrainte à la rupture. Pour le composite EP/Sisal, par contre le traitement de la fibre n'a pas une grande influence sur les résultats du test de fatigue.

Dans un autre travail de TOWO et al.[43] mêmes matériaux ont été utilisés et ils ont tracé le diagramme S-N obtenu à partir des données de fatigue aux rapports de contrainte de $R = 0,1$ (tension – tension) et $R = 1$ (charge inversée) montrent une amélioration de la durée de vie en fatigue des composites après traitement alcalin des faisceaux de fibres de Sisal. Les diagrammes à durée de vie constante pour les composites à matrice époxy avec et sans traitement, montrent que les fibres traitées ont une supériorité pour une fatigue à faible cycle. Les composites chargés en traction-traction ($R = 0,1$) montrent des boucles d'hystérésis avec une surface de boucle décroissante avec un nombre croissant de cycles.

Belaadi et al.[33] ont fait une étude sur les fibres brutes de Sisal puis sur un matériau en empilés stratifiés croisés avec séquence [0/90]. Des essais statiques et cycliques en flexion à trois points ont été utilisés pour étudier le comportement en fatigue de ces composites bio-renforcés. Les essais cycliques ont été effectués à une fréquence de 1,5 Hz avec forme d'onde sinusoïdale et des niveaux de charge variant entre $r_d = 0,55$ à 0,95 et les courbes de dégradation de la rigidité (F / F_0) ont été tracées. La rupture est atteinte après les premiers cycles pour des niveaux de charge élevés, alors que pour des valeurs faibles de la fracture r_d (0,55), la fracture est partielle, même après avoir atteint un million de cycles.

Une étude portée sur des fibres de Sisal avec du caoutchouc naturel traité au maleic anhydride et non traitées faite par WONGSORAT et al.[44] avec fraction de fibres différentes (10,20,30)

CHAPITRE I : Etude bibliographique

on montrer que, pour les matériaux non traités, la dureté du matériau augmente avec l'augmentation du taux de fibres dans le matériau alors que le temps du durcissement, le temps de fusion, le module traction et l'allongement diminue. En ajoutant des taux différents de matrice traitée on remarque que cela contribue positivement à l'amélioration des propriétés mécaniques du matériau. Ils ont aussi fait une étude comparative entre les matériaux cités et le composite carbon noir/ NR , les résultats sont meilleurs pour Sisal avec du caoutchouc naturel traité au maleicanhydride pour la résistance à la traction.

Parasad[38] a fait une étude détaillée sur la recherche des propriétés à l'impact des matrices polymère renforcées aux fibres de Sisal (à la fois sur le taux de fraction des fibres et sur l'épaisseur du spécimen). Ils ont alors calculé la résistance au choc avec des fractions et des épaisseurs différentes. Il a déduit qu'en augmentant le taux de fibre et l'épaisseur la résistance au choc augmente aussi

Antich et al.[45] dans ce travail deux méthodes de caractérisation de fracture ont été utilisées (méthode de normalisation et calcul du travail de fracture) pour les composites HIPS/Sisal pour caractériser et étudier la ductilité de ces matériaux et leurs résistances à l'impact et leur comportement de fracture. Une diminution de la ténacité c'est avéré du composite par rapport à la matrice seule. Ce comportement est expliqué par la restriction de la cohésion entre les fibres et la matrice.

Une étude comparative des propriétés mécaniques des composites à base de fibres de Sisal et epoxy avec et sans ajout de poudre d'aluminium a été étudiée par Patha et al.[46] des échantillons de 295*150*5 avec un taux de fibre de (9 :1) W (fibres : matrice) ont été élaborés par la méthode de moulage de compression faite manuellement. La densité des deux composites (avec et sans ajout de poudre d'Al) et la fraction volumique du vide ont été calculées. En comparant les résultats obtenus, on remarque que les composites contenant la poudre d'Al est plus dense mais contient moins de vide au sein du matériau. Le test de micro-dureté montre qu'en présence de poudre d'Al la dureté diminue à cause de la ductilité supplémentaire obtenue par le matériau. Parce que l'absorption d'eau par les matériaux conduit à la diminution des propriétés mécaniques du matériau, le test d'absorption d'eau a aussi été fait, en calculant le pourcentage de présence d'humidité dans les deux composites. Les courbes montrent clairement que les matériaux composites fibres de Sisal/epoxy avec ajout de poudre d'aluminium absorbe moins d'eau. Ceci est aussi valable pour l'épaisseur du gonflement.

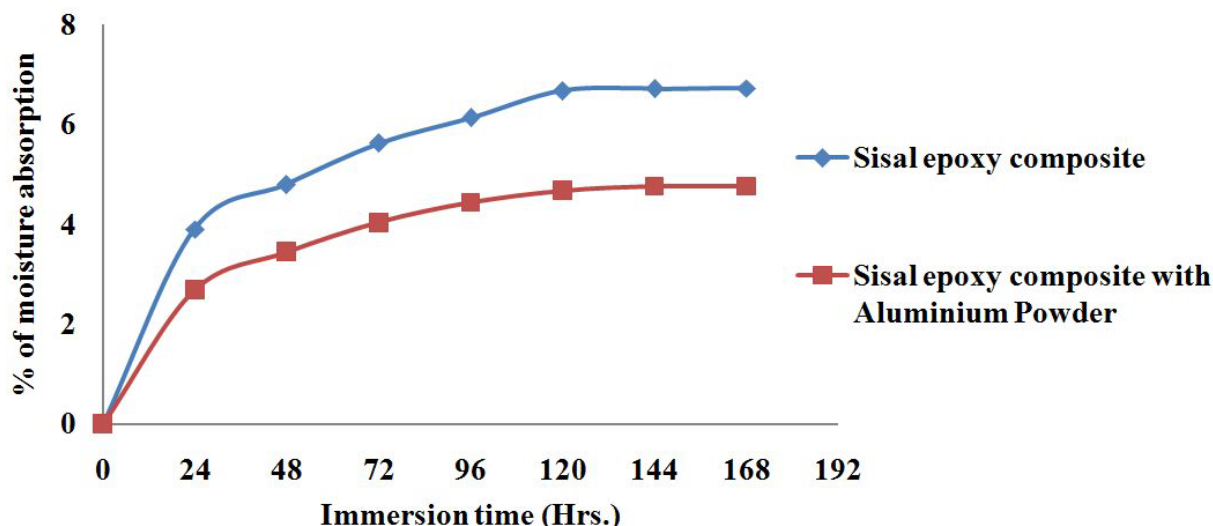


Figure I.11 Variation de l'absorption d'humidité en fonction du temps pour les deux matériaux [46].

Les deux matériaux ont aussi été soumis au teste de traction et d'impact (charpy). L'ajout de la poudre d'aluminium améliore considérablement les propriétés mécaniques du matériau.

Akash et al.[47] ont fait une étude expérimentale sur un composite hybride à base de fibres de Sisal et de chanvre. Les tests mécaniques et la capacité d'absorption d'eau ont été réalisés sur les composite Sisal-chanvre traité au alkali de longueur de 10-15 mm et epoxy à différente fraction volumique. Les échantillons ont été préparée par une machine de compression. Les résultats obtenus que la résistance à la flexion augment avec l'augmentation du taux de fibres dans le composite, ceci augmente aussi la dureté du matériau. Quant à l'absorption d'eau, comme il a été observer dans les travaux de Paltha[46] , plus la teneur en fibre augmente plus il y a absorption d'eau.

Chaque propriété mécanique des matériaux sont établies par différents types d'essais mécaniques. Pour cela Devaraju et Sivasamy[48] une analyse du comportement mécanique des composites à base de fibres de Sisal traitées au NaOH (orientation aléatoire) et résine epoxy avec et sans ajout de nano particules (0,5% de ZnO et ZrO₂). Les tests ont conduit aux résultats suivants : pour les tests de dureté de traction et de résistance à l'impact, les composites contenant les nano particules ZrO₂ sont supérieurs aux autres composites. En effet, ZrO₂ améliorant la résistance inter-laminaire de la fibre de Sisal. Bien que l'ajout de NP ait durci la surface du composite, il a affaibli la fibre de cellulose. D'où le l'ajout de NP n'a pas aidé à améliorer la résistance à la flexion.

CHAPITRE I : Etude bibliographique

Tableau I.8 Valeurs expérimentales de l'échantillon selon la norme ASTM[48].

Eprouvette/Test Mécanique	Dureté Brinell (BHN)	Energie d'impact (Kg/m ²)	Contrainte de traction	Contrainte de compression
Sans NPs	45.14	5.3	38.65	55.65
Avec ZnONPs	51.02	6.9	45.72	42.96
Avec ZnO ₂ NPs	63.66	7.7	52.21	38.79

Sushma et al.[49] se sont intéressés à la fabrication et évaluation expérimentale des propriétés mécaniques des composites de polyester renforcés avec des fibres de Sisal traitées au NaOH. L'influence de l'orientation des fibres a aussi été étudiée à des degrés différents pour les essais de flexion et de traction. Pour La résistance à la traction du composite 0° / 90° / 0° est supérieure à celle des autres matériaux. Cela pourrait être dû à la répartition uniforme du transfert de contrainte entre les fibres. Pour la résistance à la flexion le meilleur résultat a été obtenue pour les composites 0°/45°/0°. L'incorporation des degrés de 0°/45°/0° pour la fabrication des composites donne une capacité de résistance supérieure résistance à la compression et donne également une résistance améliorée aux forces transversales. En outre le bon emboîtement entre les fibres à 0°/45°/0° améliore la résistance à la flexion des composites.

Ramalingam et al.[50] ont tenter d'évaluer l'utilisation de fibres de Sisal pour améliorer des mélanges bitumineux. Des échantillons ont été testés on laboratoire de mélanges bitumineux renforcés aux fibres de Sisal à différents dosages et des longueur différentes. Les propriétés mécaniques de dureté et résistance à la fatigue ont été étudiier. Pour le teste de rigidité, on remarque que plus le dosage de fibre augmente, le module de rigidité diminue pour toutes les longueurs de fibres. Ceci peut être expliquer par la diminution de la stabilité avec l'augmentation du taux de fibres. Pour les tests de fatigue, l'addition des fibres à un dosage de 0,1% augment la résistance à la fatigue du bitume pour une longueur de 15mm. En effet à moindre dosage de fibre, leur répartition est uniforme dans le mélange ayant ainsi une plus grande résistance.

Les structures composites stratifiées sont des pièces structurelles réalisées par empilement de nappes en optimisant les directions des renforts en fonction des charges qu'elles doivent subir. Luciano et al.[51] ont élaborés un matériau stratifié d'aluminium renforcé par des fibres de Sisal tissé et ils les ont comparés au matériau composite epoxy renforcés aux fibres de Sisal. Les échantillons ont été testés sous traction, flexion et impact. Les résultats obtenus pour les composites stratifiés dépassent largement les autres composites. Les auteurs ont jugé que ce

CHAPITRE I : Etude bibliographique

type de matériau peuvent être promoteurs et durable pour des applications structurelle et multifonctionnelle, car ils ont une bonne résistance à la traction, flexion.

Zuccarello et al.[52] ont présenté un travail proposant un procédé de fabrication caractérisé par un durcissement sous une pression de moulage. Un tel processus de fabrication permet à l'utilisateur d'obtenir des biocomposites de haute qualité en renforçant une matrice époxy à travers des tissus cousus unidirectionnels correctement fabriqués en laboratoire en utilisant des fibres de Sisal optimisées avec différentes fractions volumiques pour des applications structurelles. Un tel processus a été optimisé en déterminant la corrélation optimale entre le principal paramètre de durcissement (heure de début, durée et pression appliquée) et la fraction volumique de fibres. Grâce à sa grande résistance à la traction et à sa valeur de force spécifique, les auteurs ont jugé que ce matériau est digne de rivaliser avec les métaux et les composites à fibre synthétique.

Une étude comparative entre les composites avec fibres de Sisal revêtues de PLA et les composites de polyester renforcés par des fibres traitées et non traitées de fibres de Sisal a été menée par Sahu et Gupta [53] dans le but de surmonter les limites des fibres naturelles et de ses composites à base de polymères, les propriétés mécaniques statiques et dynamiques ont été évaluées. Les meilleures propriétés mécaniques ont été révélées par le composite à fibres de Sisal revêtues de PLA suivi par le composite traité (NaOH) et le composite non traité.

Des essais et modélisation numérique de blocs de béton creux renforcés de fibres de Sisal pour applications structurelles dans le bâtiment ont été faites par Izquierdo et al.[54]. Selon le programme expérimental réalisé sur les blocs de béton creux, l'ajout de fibres de Sisal au béton n'améliore pas les propriétés mécaniques (résistance à la compression et module élastique) des différents blocs. D'autre part, les fibres augmentent la ductilité du bloc. Les spécimens en béton brut, au contraire, sont caractérisés par une défaillance fragile.

Belaadiet al. [55] ont étudié les propriétés mécaniques des cordes de Sisal avec un angle de torsion de 13° pour différentes longueurs de fibres (de 50 à 300 mm) soumis à une traction quasi-statique. Les résultats obtenus sont analysés par la distribution statistique de Weibull à 2 et 3 paramètres pour différents indices de probabilité pour estimer les propriétés mécaniques. Selon les tests de traction effectués sur les fils végétaux, il a été constaté que la contrainte et la déformation à la rupture du fil diminuaient avec l'augmentation de la longueur de référence, Cependant, le module d'élasticité n'est pas affecté par la longueur de référence. De plus, les fils de Sisal sont anisotropes (dispersion élevée des résultats), L'étude statistique a fourni une

CHAPITRE I : Etude bibliographique

légère surestimation des propriétés mécaniques du fil avec Weibull à 2 paramètres. Néanmoins, il reste le meilleur outil statistique pour nos données.

L'effet de la torsion des fibres sur les propriétés de traction de fibres de Sisal simples a été étudié par un essai de traction par Ma et al.[56]. Quatre types de fils de Sisal avec quatre niveaux de torsion différente (20 60 90 150 TPM (tour par mètre)) ont été effectuées et les propriétés mécaniques ont été examinées à la fois des fils de Sisal non imprégnés et imprégnés de résine. Les résultats obtenus ont montré que la fibre de Sisal non torsadée présentait une résistance à la traction supérieure à celle des fibres tordues en raison de la fracture de la paroi cellulaire de la fibre. Cependant, le module de traction a montré des valeurs plus élevées après avoir été tordu, ceci est dû au processus de torsion des fils, qui a induit la réorientation des microfibrilles de cellulose pouvant conduire à l'amélioration de module de fibre. Pour les fils non imprégnés, la résistance à la traction a augmenté en premier puis a commencé à diminuer quand un niveau de torsion critique (90 tpm) a été atteint. Les changements du module de glissement de la fibre ont conduit à la rupture. Cependant, les propriétés de traction des fils de Sisal de la résine imprégnée ont continué à diminuer avec l'augmentation du niveau de torsion de la fibre. Parce que la matrice fournit une force de liaison suffisante entre les fibres de Sisal dans le fil imprégné, le Sisal à faible torsion un fil avec un faible angle de torsion posséderait une meilleure Propriétés de résistance à la traction. La dureté, résistance aux chocs, coefficient de frottement et résistance chimique des composites hybrides ont été développés par la combinaison des fibres de Sisal et de verre dans une matrice époxy avec et sans traitements alcalins ont été étudiés par Ashok kumar et al.[57] tout en variant la longueur des fibres (1 2 3 cm). Les propriétés mécaniques susmentionnées ont été améliorées de manière optimale pour une fibre de 2 cm longueur par rapport aux fibres de 1 et 3 cm.

De plus, le traitement alcalin améliore les caractéristiques adhésives de la surface de la fibre de Sisal en éliminant l'hémicellulose et la lignine. La raison en est que la surface offre une bonne adhésion à l'interface matrice de fibres et une augmentation des propriétés mécaniques.

I.5 Généralité sur l'Alfa

L'Alfa ou Sparte (*Stipa tenacissima* L.) (de l'arabe halfa) de la famille des poacées, est une graminée vivace très robuste avec de grandes grappes compactes. Originaire des régions arides et semi arides méditerranéennes à l'exclusion des secteurs désertiques: Afrique du Nord (le Maroc, l'Algérie la Tunisie, et la Libye) et Europe du Sud (l'Espagne et l'Italie). L'Alfa résiste à $-15\text{ }^{\circ}\text{C}$, au-dessous de $1\text{ à }3\text{ }^{\circ}\text{C}$, la plante se met en état de vie latente, l'optimum de

CHAPITRE I : Etude bibliographique

développement pour elle se situe entre 19 à 25 °C de température moyenne annuelle. Les cires limitent l'évaporation de l'eau ce qu'il lui permet de résister a de haute température sans consommer beaucoup d'eau. C'est une plante permanente qui ne disparaît pas pendant l'hiver et qui pousse indépendamment formant des nappes. Grâce à la faible consommation d'eau, l'Alfa est endémique dans la région méditerranée d'ouest, une région plutôt sèche.



Figure I.12Plante d'Alfa.

La répartition territoriale[59]

connue à ce jour est estimée à :

- Algérie: 4.000.000 ha,
- Maroc: 3.186.000 ha,
- Tunisie: 600.000 ha,
- Lybie: 350.000 ha,
- Espagne: 300.000 ha.

Malgré cette richesse végétale abondantes elle reste malheureusement très peu exploiter dans le domaine des matériaux composites.

La plante présente un intérêt écologique et économique. En effet, elle n'a pas besoin d'insecticides ni de pesticides nocifs à l'environnement et elle consomme très peu d'eau.

I.5.1 Morphologie de la feuille

Au lieu d'une plante normale avec une grande tige avec des ramifications et des feuilles qui s'enroulent sur elle-même lors de grande température. Par contre, beaucoup de tiges poussent en forme de cercle (vue de haut) en se partageant la même racine. Les tiges peuvent atteindre une hauteur d'un mètre, et les racines une profondeur de plus d'un mètre



Figure I.13 Tiges de plante Alfa.

Les racines sont très ramifiées avec beaucoup de nœuds où de nouvelles racines secondaires commencent. De cette façon, l'Alfa est bien ancré dans le sol, ce qui est nécessaire dans les régions où elle pousse.

I.5.2 Morphologie de la fibre

En général, la structure des fibres est hétérogène. Les plus petites parties dans les fibres sont les filaments cellulosiques ou les fibrilles, ayant des longueurs de 2 à 5 mm et des diamètres de 5 à 10 μm . Ces fibrilles se sont liées d'une manière dense par l'hémicellulose en formant les fibres. Les fibres ont un diamètre de 50 μm environ. Ensuite les fibres se sont liées par la lignine et des pectines ce qui donne les faisceaux de fibres, c'est-à-dire les fibres techniques. La liaison des faisceaux de fibres donne finalement la tige.

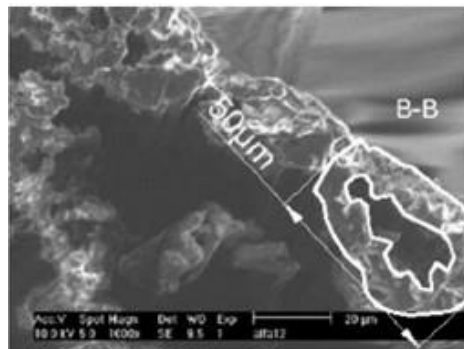


Figure I.14 Image MEB de la coupe transversale des fibres[29].

I.5.3 Composition chimique

Les tiges d'Alfa sont composées de filaments cellulosiques liés par de la lignine, des pectines et de l'hémicellulose. La composition chimique (% massique) approximative de l'Alfa est la suivante[29]:

CHAPITRE I : Etude bibliographique

Tableau I.9 Composition chimique des fibres d'Alfa.

Cellulose	Hémicellulose	Lignine	Les cendres	Eau
(44 - 47%)	(22 - 35%)	(19 - 24%)	(2 - 5%)	10

I.5.4 Application et usage

L'homogénéité apparente de l'écosystème Alfatier cache une grande diversité biologique et d'énormes potentialités pour le développement socio-économique régional.

L'Alfa présente plusieurs applications aujourd'hui qu'on pourrait classer comme suit :

- pour la fabrication des produits artisanaux tels que les tapis, les paniers et les cordes.
- comme nourriture pour les animaux sauvages et pour le bétail.
- pour des applications papetières dans la fabrication de papier de qualité supérieure, de papier filtre et de papier condensateur (diélectrique).
- la production de fils textiles.
- Les fibres tirées de ses feuilles peuvent, une fois filées, s'employer pour la fabrication de cordages. Au printemps, la feuille est tressée pour confectionner divers objets de sparterie : paniers, couffinsetc Il existe aussi une fabrication de tapis traditionnels.
- Le pouvoir calorifique supérieur des fibres d'Alfa lui confère un usage énergétique important sous forme de briquettes combustibles en remplacement ou d'appoint au bois de feu.
- pour des applications techniques renforcement des composites. En effet, dernièrementquelques études ont utilisé des fibres d'Alfa comme renfort de polymères.

I.5.5 Propriétés mécaniques

Le tableau (I-10)suivant présente quelque caractéristique mécanique des fibres d'Alfa

Tableau I.10Caractéristique mécanique des fibres d'Alfa[59]

	Densité (g /mm ³)	Allongement à la rupture (%)	Contrainte à la rupture (MPa)	Module de Young (MPa)
Fibre d'Alfa	1,4	1,5-2,4	134-220	13-17.8

Borchaniet al. [29]sont intéressés à de nouveaux biocomposites à propriétés spécifiques ils ont élaboré à partir de fibres naturelles cellulosiques originaires de l'Alfa traitée à 1% et a 5% de soude et non traitées, en utilisant comme matrice un biopolymère basé sur un polyester. Les

CHAPITRE I : Etude bibliographique

essais mécaniques en traction, charpy ont été réalisés sur les éprouvettes injectées. Ainsi, la cohésion à l'interface fibres/matrice semble s'améliorer avec le traitement alcalin. Le traitement des fibres génère à leurs surfaces des sites capables de promouvoir les interactions au contact de la matrice polyester. Ils ont conclu que l'incorporation de fibres courtes d'Alfa traitées ou non, à caractère renforçant, conduit à une perte du comportement ductile mais en contrepartie, induit un gain très important de la rigidité et de la résistance mécanique.

Eva rogg et al. [60] a fait une étude approfondie de la composition chimique des tiges d'Alfa dans le but d'extraire des fibres longues d'Alfa qui reste jusqu'à maintenant très peu exploité pour usage textile. Un prétraitement de trempage dans l'eau salé a été fait pour éliminer les graisses et les impuretés présente dans la plante puis le mode opératoire, de travail consiste en deux grandes parties. Premièrement l'extraction de fibres d'Alfa longues à partir de tiges est examinée. Deuxièmement la cellulose d'Alfa est dissoute dans le solvant NMMO afin d'obtenir une solution filable pour un usage textile. Après beaucoup d'essais dans le laboratoire, les meilleures fibres sont obtenues avec un traitement de soude, suivi d'un traitement enzymatique avec des pectines et terminé par un deuxième traitement de soude.

Mohamed dallel et al. [61] a évaluer le potentiel textile des fibre longue d'Alfa et étudier les caractéristique physico-chimique de ces fibres afin d'expliquer ses propriétés intrinsèques, de l'intégrer ensuite dans le circuit de transformation textile. Il a été trouvé dans ce travail qu'avec une succession de traitements adéquats, il est devenu possible d'obtenir des fibres cellulosiques avec des propriétés physiques et mécaniques comparables avec celles des autres fibres végétales

Mechakra et al [62] ont mené une étude sur les propriétés mécanique et caractérisation d'un composites de polypropylène renforcés au fibres naturel d'Alfa courtes. Dans le but d'augmenter les propriétés mécaniques du composite, les auteurs on traiter les fibre courtes d'Alfaa la soude avec des concentration différente à des durée différentes. L'expérience menée a abouti à un résultat satisfaisant au bout de 24h de durée de traitement à une concentration de 1,6 mol/l d'hydroxyde de sodium. Ces résultats seront utilisés lors de cette étude.

Arrazakhiz et al [63] on étudier l'effet de différent traitement chimique au alcalin, estérification et éthérification sur les fibre courtes d'Alfa et son impact sur les propriétés mécanique et thermique des composites avec polypropylène. D'après les résultats obtenu les composites à base de fibres d'Alfa traités augment significativement les propriétés

CHAPITRE I : Etude bibliographique

mécanique et thermique du matériau et le meilleur résultat a été observé pour le traitement au méthacrylate.

Belhassen et al.[16] ont mené des recherches sur l'effet de l'incorporation des fibres d'Alfa traitées à la soude, à une matrice biopolymère commerciale Biopar-S qui est un polyester à base d'amidon pour les caractérisées en termes de performances mécaniques propriétés thermiques et de comportement d'absorption de l'eau. Dans cette étude, le matériau a été élaboré dans un mélangeur interne suivi d'une opération d'injection. Les auteurs ont montré que l'incorporation des fibres lignocellulosiques dans ce type de biopolymère provoque une forte augmentation du module d'élasticité et de la résistance maximale à la traction et à la flexion des biocomposites en fonction du taux de fibres en passant de 10 à 30 % avec une diminution de l'allongement à la rupture. Une augmentation de la résistance aux chocs des biocomposites a été aussi démontrée. Les auteurs ont expliqué l'amélioration de la résistance mécanique par les images MEB qui ont prouvé la forte adhésion entre les fibres d'Alfa et la matrice ainsi que par la valeur du facteur de forme des fibres qui dépasse la valeur critique.

Benbrahim et al.[59] ont étudié l'effet de l'influence de l'orientation et de la fraction volumique des fibres d'Alfa sur les propriétés de traction unidirectionnelle des composites Alfa-polyester. Les plaques composites ont été préparées à l'aide de tissus de fibre long d'Alfa unidirectionnels, à partir desquels des spécimens sont découpés pour des expériences mécaniques. L'étude menée a abouti à des résultats très satisfaisants pour un usage de plusieurs structure mécanique remplaçant les fibres synthétiques

Le travail de Rokbi et al. [64] porte sur l'étude de l'effet des traitements chimiques des fibres par alcalinisation sur les propriétés de flexion en composite à matrice polyester renforcé de fibres naturelles d'Alfa. Les fibres d'Alfa sont soumises à des traitements alcalins avec NaOH à 1, 5 et 10% pendant une période de 24h et 48 h à 28 ° C. les fibres orientées de manière aléatoire a un taux de 40% de fraction volumique. Les résultats expérimentaux montrent que le comportement en flexion des composites fabriqués à partir de fibres traitées aux alcalis sont meilleur comparés à ceux qui sont non traitées et les meilleurs résultats sont observés pour 10% de NaOH pendant 24h.

Ladibi et al.[65] ont élaboré un matériau complètement lignocellulosique. Il a été préparé à base de fibres d'Alfa comme renfort et de deux types de matrice la première faite avec de la pâte d'Alfa et la deuxième matrice faite avec de la pâte de bois dissoutes dans 8% en poids de NaOH et de l'eau. L'adhérence entre les fibres de renforcement et les deux types de matrices a été étudiée à l'aide de MEB et s'est avéré excellent. Cette étude confère une valeur ajoutée

CHAPITRE I : Etude bibliographique

aux fibres d'Alfa en tant que ressource potentielle pour la fabrication de nouveaux matériaux écologiques qui combinent une faible densité et de bonnes propriétés mécaniques.

Nour et al. [66] ont étudié un composite constitué d'une matrice de polypropylène renforcée de fibres courtes Alfa non traitées et traitées chimiquement. L'homogénéisation des fibres a été traitée à l'aide d'un modèle Mori-Tanaka modifié et par la méthode inverse, leurs caractéristiques mécaniques sont déterminées par la suite.

Helaili et al.[67] ont étudié l'effet de l'incorporation d'une distribution courte et aléatoire de fibres d'Alfa dans une résine époxy. Ils ont identifié le composite biosourcé par la technique d'homogénéisation numérique par éléments finis et par des expériences. Ils ont validé le modèle numérique par des résultats expérimentaux. Les résultats montrent que le renforcement avec des fibres Alfa avec une fraction volumique de 10% augmente le module d'élasticité.

Ajouguim et al.[68] vise à valoriser les fibres extraites de la plante d'Alfa en les utilisant comme renfort dans le mortier avec différentes longueurs de coupe (10, 20 et 30 mm) et différents rapports volumiques : 1 , 2 et 3%. une amélioration de la résistance à la flexion est constatée pour les mortiers renforcés avec 1% volume de fibre.

Ajouguim et al.[69] ont également étudié la faisabilité d'utiliser des fibres d'Alfa traitées aux alcalis comme renfort de briques de terre compactée. Ils ont étudié les propriétés mécaniques (résistance à la flexion et à la compression) et morphologiques des éprouvettes compactées. Les résultats montrent que les propriétés mécaniques des briques de terre compactées augmentent avec l'ajout de fibres naturelles.

Cheraddiet al.[70] visaient à élaborer un nouveau biocomposite d'isolation acoustique utilisant des fibres d'Alfa traitées et des fibres de bois de sciure comme matériaux de renforcement, et de l'acétate de polyvinyle comme agent liant. Ils avaient étudié les propriétés d'absorption acoustique du matériau résultant par les tubes d'impédance à deux microphones. Les données enregistrées ont été comparées et analysées en moyennes et hautes fréquences. Ils ont découvert que ces biomatériaux ont une bonne absorption acoustique et représentent un choix judicieux pour les panneaux insonorisants.

Helaili et al.[71] sur leurs travaux récents ont essayé de développer et de valider un prototype virtuel numérique d'éléments finis qui peut être utilisé pour la conception de prothèses. Ils ont mise en œuvre trois modèles d'éléments finis.les résultats expérimentaux et les résultats obtenus sont proches. Sur la base de ces résultats, ils ont constaté qu'une douille renforcée par des fibres d'Alfa ne répond pas aux exigences statiques et de fatigue

I.6 Conclusion

Ce chapitre présente une analyse bibliographique réalisée dans le but de se familiariser avec les matériaux composites. L'objectif est de constituer une base de connaissances qui pourra être utilisée par la suite pour le choix des différents matériaux nécessaires à la réalisation d'un matériau à base de constituants naturels. Tout d'abord, les notions et définitions principales relatives aux éco-composites sont rappelées. Puis les matériaux composites sont définis, ainsi que les différents éléments qui les composent. De nombreux types et architectures de renforts sont décrits, ainsi que différentes matrices et particulièrement des matrices polymères. Dans les deux cas, une revue de la littérature concernant spécifiquement les renforts et les matrices biosourcées est proposée. Par la suite, les procédés de mise en œuvre des matériaux composites les plus couramment utilisés sont présentés. L'ensemble de ces éléments bibliographiques peut alors être utilisé pour choisir une matrice et un renfort dans le but de constituer un bon matériau, ainsi qu'un procédé de fabrication compatible avec les différents constituants utilisés.

CHAPITRE II Comportement des matériaux composites stratifiés

II.1 Introduction

L'objet de cette partie est d'établir une synthèse de l'analyse du comportement mécanique et de la théorie des plaques stratifiées. Ainsi, le développement de l'utilisation des matériaux composites dans les structures nécessite et de mettre en place les outils nécessaires à la modélisation du comportement mécanique des matériaux composites et à l'analyse des structures stratifiées [72]

II.2 Architecture des matériaux composites

Selon les types de renforts et de matrices choisis, il est possible d'élaborer différentes architectures de matériaux composites, avec des niveaux de performance très différents et/ou de renforcer des directions privilégiées en jouant sur l'orientation des fibres. La figure ci-dessous (II-1) présente quatre configurations fréquemment rencontrées :

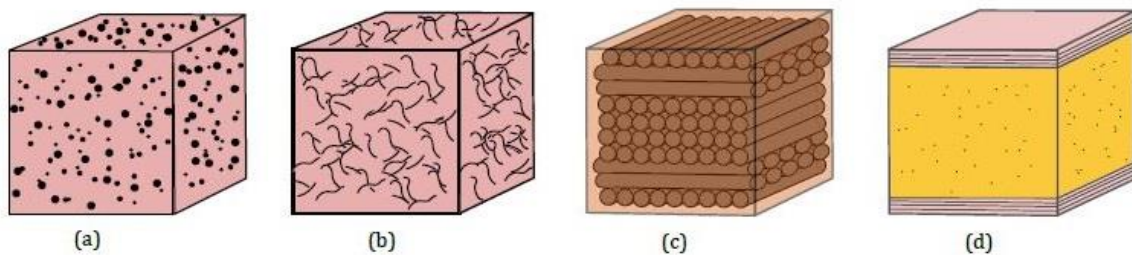


Figure II.1 Différentes architectures des matériaux composites a) composite chargé b) fibres courtes c) stratifiés d) sandwich.

II.3 Structures composites stratifiées

Les structures composites stratifiées sont constituées de couches successives de renforts imprégnés de résines. Les couches sont également nommées plis. Les structures stratifiées réalisées à partir de matériaux composites sont constituées d'empilements de nappes unidirectionnelles ou bidirectionnelles. Ces nappes sont formées de renforts en fibres longues liées par de la résine. Le rôle du renfort est d'assurer la fonction de résistance mécanique aux efforts. La résine assure quant à elle la cohésion entre les renforts de manière à répartir les sollicitations mécaniques. Le choix de certains paramètres tels que le type de renfort, la séquence d'empilement et plus particulièrement l'orientation des plis permettent d'obtenir un nouveau matériau avec des propriétés mécaniques spécifiques. Les composites stratifiés sont généralement utilisés pour la réalisation de pièces structurelles en optimisant les directions des renforts en fonction des charges qu'elles doivent subir. [1]

II.4 Comportement des matériaux

II.4.1 Grandeurs mécaniques

Pour calculer les grandeurs mécaniques en suivant le concept de base de la mécanique il est nécessaire de bien connaître les fondements théoriques de la mécanique des solides déformables, il est primordial d'étudier pour chaque cas les quantités cinématique (mouvement, changement de forme , déplacement , allongement), et les quantités statique (l'interaction mécanique entre deux corps à l'intérieur du matériau, force et contrainte), puis le comportement qui représente le lien entre la statique et la cinématique. Dans un espace 3d les quantités locales qui sont liées à un élément de matière, sont décrites par l'état des contraintes d'un solide soumis à un chargement mécanique, qui permet de caractériser les actions mécaniques exercées sur un élément de matière en statique. Et des quantités cinématiques qui représentent la déformation c.à.d. le changement de forme sous l'effet d'actions mécaniques extérieures d'un élément de matière. Ces grandeurs sont présentées en notation vectorielle et matricielle (ANNEX1). Les équations de comportement relient les contraintes aux déformations et permettent d'avoir suffisamment d'équations pour solutionner le problème.

II.4.2 Comportement linéaire élastique des matériaux

C'est le lien de proportionnalité entre le tenseur des contraintes et le tenseur des déformations il dépend de la symétrie de la microstructure et il est fonction de deux paramètres matériau : module de Young et le coefficient de poisson

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \epsilon_{kl} \text{ et } \epsilon_{ij} = S_{ijkl} \sigma_{kl}$$

C_{ijkl} représente le tenseur des rigidités et S_{ijkl} le tenseur des souplesses, tenseurs d'ordre quatre et inverses l'un de l'autre (ANNEX 1).

Cette loi, généralement appelée loi de Hooke généralisée, introduit la matrice de rigidité C , symétrique. Le comportement linéaire d'un matériau est donc décrit dans le cas général à l'aide de 21 coefficients indépendants. Ce cas correspond à un matériau ne possédant aucune propriété de symétrie. La plupart des matériaux anisotropes possèdent une structure présentant une ou plusieurs symétries. Les propriétés de symétries géométriques réduisent alors le nombre de constantes indépendantes nécessaires pour décrire le comportement du matériau. Cette réduction est fonction des symétries présentées par le matériau considéré [72].

II.4.3 Matériaux anisotropes

Matériaux anisotropes possèdent une structure présentant une ou plusieurs symétries : par exemple, les monocristaux, les structures fibreuses, les matériaux composites à fibres ou tissus, etc. Les propriétés de symétries géométriques réduisent alors le nombre de constantes indépendantes nécessaires pour décrire le comportement du matériau. Cette réduction est fonction des symétries présentées par le matériau considéré. Un matériau anisotrope est caractérisé par 21 constantes élastiques indépendantes [72].

II.4.4 Matériau monoclinique

Un matériau monoclinique est un matériau qui possède un plan de symétrie. La forme de la matrice de rigidité (ou de souplesse) doit être telle qu'un changement de base effectué par symétrie par rapport à ce plan ne modifie pas la matrice. Le nombre de constantes d'élasticité indépendantes est réduit à 13.

II.4.5 Matériau orthotrope

Un matériau orthotrope possède trois plans de symétrie, perpendiculaires deux à deux. Il est à noter que l'existence de deux plans de symétrie perpendiculaires implique l'existence du troisième : la forme de la matrice de rigidité est donc obtenue en ajoutant au matériau monoclinique un plan de symétrie perpendiculaire au précédent. Le nombre de constantes d'élasticité indépendantes est ramené à 9.

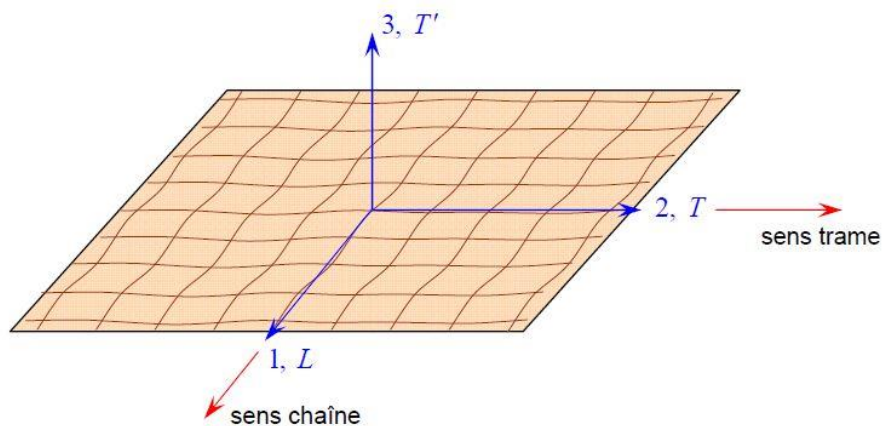


Figure II- 2 : Couche de matériau orthotrope.

II.4.6 Matériau isotrope transverse

Un cas particulier qui est l'isotropie transverse qui présente un plan isotrope et une direction de symétrie d'un matériau composite unidirectionnel. Le matériau se comporte donc comme un matériau orthotrope possédant, de plus, un axe de révolution. Le matériau est alors appelé matériau orthotrope de révolution ou isotrope transverse. Il en résulte qu'un changement de base effectué par rotation quelconque autour de cet axe doit laisser inchangée la matrice de rigidité (ou de souplesse). Le nombre de constantes d'élasticité indépendantes est ramené à 5. [72]

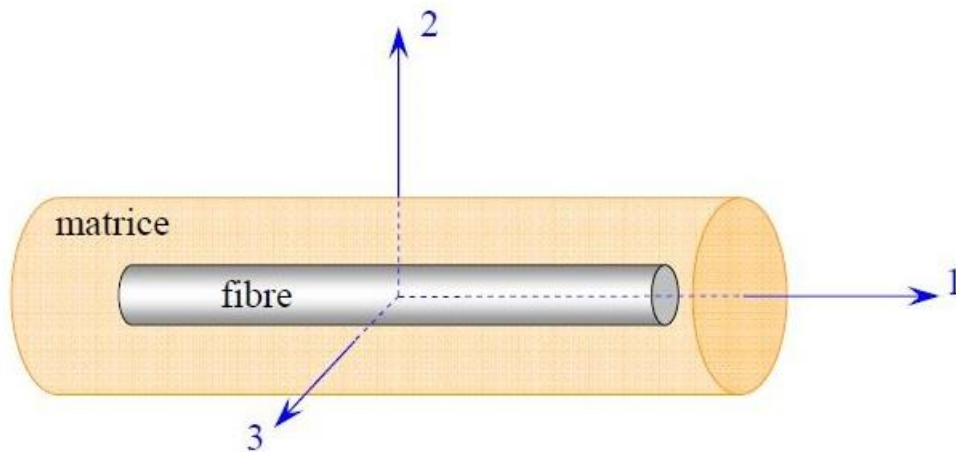


Figure II.3 Matériau isotrope transverse.

II.5 Modélisation des matériaux composite stratifiés

Pour résoudre un problème mécanique d'un solide on a besoin d'un certain nombre de données en entrée (le matériau utilisé, la géométrie de la structure, les conditions aux limites). On utilise ces données pour avoir des informations en sortie (l'état mécanique de la structure en tout point, changement de forme et de rigidité, correspondance au cahier des charges, tenue et résistance).

Les matériaux composites sont modélisés à une échelle intermédiaire entre l'échelle microscopique associée aux constituants de base du composite (le renfort et la matrice) et l'échelle macroscopique liée à la structure. À cette échelle, appelée méso-échelle, une structure stratifiée est schématisée par un empilement de monocouches homogènes dans l'épaisseur et d'interfaces inter-laminaires. La couche et l'interface sont les deux entités appelées méso-constituants, qui forment les bases des modèles dédiés à l'étude des structures

stratifiées. L'interface inter laminaire est une entité surfacique assurant le transfert des déplacements et des contraintes normales d'une couche à une autre.

L'architecture de ces matériaux nous permet maintenant de dégager les grandes lignes de l'étude de leur comportement mécanique. Cette étude comportera les phases suivantes :

En premier lieu, l'étude du comportement mécanique de chaque constituants, cette étude est assez souvent désignée par microanalyse du matériau composite, appelé comportement micromécanique. En suite l'étude du comportement global du matériau constitué de plusieurs couches, et désigné généralement par comportement macroscopique du matériau composite.

Ces deux études étant effectuées, le comportement mécanique global d'une structure en composite sera ensuite analysé en adaptant les outils classiques du calcul des structures au comportement macroscopique des matériaux composites. L'analyse des structures simples (poutres et plaques) peut généralement être abordée par une méthode analytique, alors que l'étude de structures complexes nécessite l'utilisation de la méthode des éléments finis [72].

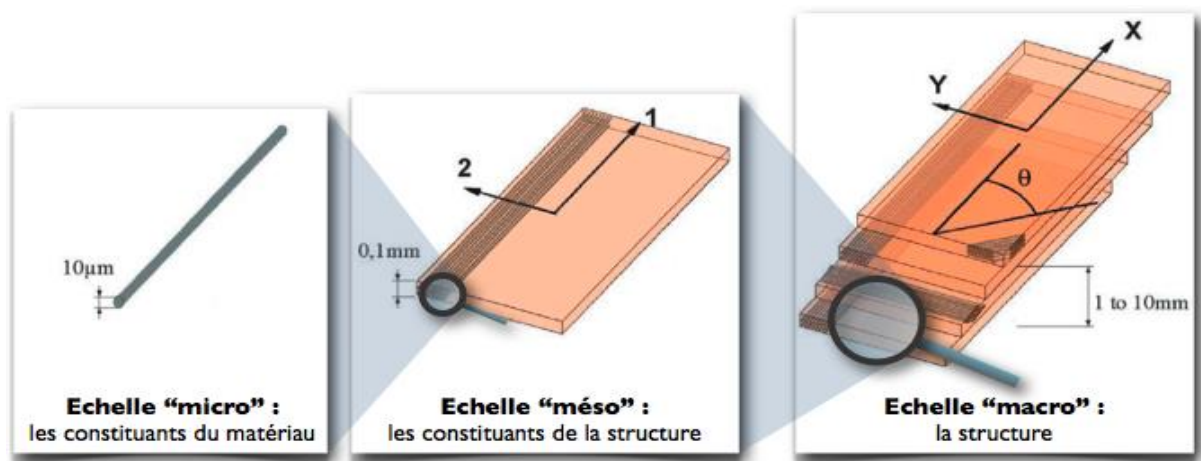


Figure II.4 Les différentes échelles d'étude d'un stratifié.

II.6 Comportement Élastique d'un Matériau Composite Orthotrope

Les stratifiés sont constitués de couches de matériaux composites unidirectionnels ou de composites à base de tissus, ces couches possèdent trois plans de symétrie orthogonaux deux à deux, et se comportent d'un point de vue élastique comme un matériau orthotrope.

Le comportement orthotrope est défini dans le repère matériau matérialisé pour un pli sous-jacent du matériau. On cherche à décrire le comportement dans le repère pièce. Le but est de créer un lien entre les 2 repère pour décrire la même grandeur avec des quantités scalaire

différente. Le comportement orthotrope dans le repère matériau est décrit par un tenseur d'ordre 4 qui relie la contrainte à la déformation, ils sont en fonction des coefficients du matériau. (ANNEX 1)

II.7 Comportement des composites stratifiés sous sollicitations mécaniques

II.7.1 Composite à fibres unidirectionnelle

Du fait de leur anisotropie, les matériaux composites stratifiés ne présentent pas forcément un comportement linéaire d'un point de vue macroscopique. Leurs constituants font varier donc leur comportement en fonction de leurs architectures géométriques. De plus, la fraction volumique et l'orientation des fibres et le type de fibres (organique ou synthétique) affecte le caractère viscoélastique de la matrice ainsi que sur l'apparition de divers endommagements. Dans le cas des composites à renforts unidirectionnelle, l'origine de l'anisotropie provient de la présence de fils parallèles entre elles.

Dans ce contexte Brunbauer et al.[73] ont reporté dans leurs travaux le comportement d'un composite sollicité d'un effort de fatigue et en traction quasi statique suivant l'axe des fibres à base de fibres de carbone et d'époxy et l'effet de la variation de la fraction volumique avec différentes orientations des composites. On remarque que la dureté et la rigidité du matériau augmente avec le pourcentage de la fraction volumique. Comme la charge est principalement reprise par les fibres qui possèdent d'excellentes propriétés longitudinales, ils ont constaté que les composites possèdent une excellente résistance à la traction avec un comportement linéaire élastique et une rupture considérée comme fragile. Dans le sens transverse, le comportement est linéaire du fait de la viscoélasticité de la matrice, et du glissement de la fibre. Quant au mécanisme de rupture on remarque principalement la rupture de la matrice qui est moins rigide que la matrice, et la décohésion fibre-matrice.

Zhang et al.[74] ont basé leurs études sur l'effet l'influence de la séquence d'empilement et l'emplacement des plis croisés soumis à un chargement mécanique en flexion 3 points du composite verre E/polyester. Cette étude a permis de mettre en évidence les résultats expérimentaux du mécanisme d'endommagement du composite. Ils ont constaté que les stratifiés au plus grand nombre de plis à 0 degré parallèle à l'axe de charge et qui se situent du côté extérieur ont la plus grande rigidité et contrainte à la rupture comparée au stratifié possédant des plis à 90 degrés à l'extérieur. Par contre, la deuxième catégorie possède la meilleure résistance du point de vue élancement maximale à la rupture. Quant au mécanisme

de rupture on remarque principalement le délaminage comme phénomène le plus prépondérant.

II.8 Comportement des composites tissés

Comme nous l'avons décrit précédemment un matériau composite peut être étudié à plusieurs échelles. A une échelle microscopique un composite à plis tissés est considéré comme un matériau orthotrope possédant trois plans de symétrie orthogonale deux à deux constitué généralement de fil unidirectionnel croisé à 90° direction chaîne ou tram et souvent équilibré. Ces matériaux sont caractérisés par 9 coefficients élastique, représente un comportement linéaire fragile selon l'axe des fibres direction chaîne ou trame. Dans ce cas, le premier mode la rupture et la fissuration de la matrice. Pour une sollicitation en traction hors-taxe est normal au plan du stratifié (cisaillement pur), est fortement non linéaire. Cette non linéarité est dû à l'apparition des endommagements et au comportement viscoélastique de la matrice organique. L'étude du comportement mécanique sous chargement statique des composites stratifié en renfort tissé a été réalisé par de nombreuses auteurs. Daniel et al.[75] ont examiné comportement mécanique en traction, compression et cisaillement des composites stratifiés renforcés avec un tisser de fibres de carbone à cinq faisceaux et de résine époxy (carbone de type satin 5 équilibré et carbone unidirectionnelle). Les résultats expérimentaux conduisent à une rigidité et une résistance à la rupture des stratifiés sont inférieurs de moitié à celle de stratifié à pli unidirectionnel. En effet les résultats montrent que les stratifiés tissés présentent une demande ductile plus marquée que ceux des stratifiés unidirectionnelle, ce qui se traduit par une déformation à la rupture 2 fois plus importante.

KaraYaka et al.[76] ont étudié un stratifié carbone époxy en traction compression et flexion. On remarque que le comportement non linéaire des à plier tissés est dû à la perte de la rigidité du matériau cela induit à l'accumulation des endommagements. Du point de vue structural, les composites unidirectionnels sont caractérisés par une rigidité ainsi qu'une résistance à la rupture spécifique élevée. Mais ces composites sont très sensibles aux dommages d'impact en raison de leur faible résistance à la traction transversale. L'avantage d'utiliser les composites stratifiés les stratifiés à pli tissés présente une meilleure tenue au chargement hors plan et aux impacts. En effet, leur tissage qui est composé de trame entre croisés équilibrés offre une bonne stabilité dimensionnelle dans les directions tram et chaîne. C'est pour cette raison que

la résistance transversale en traction des composites est beaucoup plus élevée que celle des composites unidirectionnels.

II.9 Comportement des composites hybrides

Le terme “comportement hybride” utilisé pour décrire un matériau qui contient de plusieurs types de fibre dans une matrice commune. Les matériaux hybrides offrent des propriétés mécaniques qui ne peuvent être obtenus avec un seul type de renforcement. Cette méthode permet d’avoir de meilleures propriétés de déformation et de réduire le coût des matériaux composites. Le comportement des composites hybrides est en général l’association des composants individuelle dans lequel il existe un équilibre entre leurs avantages et inconvénients pour l’adapter selon des exigences particulières selon la conception. Lorsque l’on considère les propriétés mécaniques des composites hybrides, on peut utiliser une règle générale des mélanges qui quantifie une propriété matérielle par rapport à la concentration volumique des constituants.

II.9.1 Estimations des modules dans la direction des fibres

On va chercher une estimation du module dans la direction des fibres. Pour un comportement orthotrope on a besoin de 9 composantes, donc beaucoup de paramètres pour déterminer son comportement. Mais si on peut choisir, pour une application donnée le type de fibre et de la matrice, nous n’allons pas forcément fabriquer des éprouvettes pour tester le comportement du pli dans toutes les directions. Grâce aux lois de comportement et l’outil mathématique nous pouvons faire une première estimation des modules.

Le lien entre la force et le déplacement imposé passe par la somme des forces sur les constituants du pli. Dans cette configuration on considère la disposition des constituants (fibre et matrice) en parallèle

Pour les matériaux en parallèle on a

$$F = \sum_i F_i = \sum_i \sigma_i S_i = \sum_i E_i S_i \varepsilon = \sum_i E_i S_i \frac{u(L)}{L} \quad (\text{II.1})$$

Si on considère un seul matériau homogène on a

$$F = \sigma S = E S \varepsilon = E S \frac{u(L)}{L} \quad (\text{II.2})$$

Le module élastique du matériau homogène équivalent vaut

$$E_{eq} = \sum_i \frac{S_i}{S} E_i = \sum_i v_i E_i \quad (\text{II.3})$$

Où v_i sont les fractions volumiques et E_i sont les modules de Young de chaque constituant. Pour les deux constituants fibres et matrice, la formule se précise comme suit

$$E_1 = v_f E_f + v_m E_m = v_f E_f + (1 - v_f) E_m \quad (\text{II.4})$$

Car la somme des fractions volumiques des différents constituants vaut 1.

On obtient une formule pratique pour l'estimation du module de Young dans le sens fibres. Cette formule fait intervenir la fraction volumique de chaque constituant et leurs modules de Young avec l'hypothèse que la déformation est uniforme.

La contribution la plus importante au module sens fibre E_1 est celle donnée par la fibre, soit le terme $v_f E_f$. Ainsi, modifier le type de fibre ou sa fraction volumique modifie fortement le module E_1 obtenu. D'autre part, le type de matrice choisi a une très faible influence sur la valeur du module dans ce sens.

II.9.2 Estimations du module dans le sens transverse

Dans cette configuration on considère la disposition des constituants (fibre et matrice) pour une force imposée est perpendiculaire au sens des fibres, on estime que pour une même force et une même section on peut écrire :

- Pour les matériaux en série on a (pour la même S)

$$\mathbf{u}(L) = \sum_i \boldsymbol{\varepsilon}_i L_i = \sum_i \frac{L_i}{E_i} \boldsymbol{\sigma} = \sum_i \frac{L_i F}{E_i S} \quad (\text{II.5})$$

- Si on considère un seul matériau homogène

$$\mathbf{u}(L) = \boldsymbol{\varepsilon} L = \frac{L}{E} \boldsymbol{\sigma} = \frac{L F}{E S} \quad (\text{II.6})$$

- Le module élastique du matériau homogène équivalent vaut

$$\frac{1}{E_{eq}} = \sum_i \frac{L_i}{L} \frac{1}{E_i} = \sum_i v_i \frac{1}{E_i} \quad (\text{II.7})$$

Cette formule fait intervenir les mêmes quantités que pour le module dans le sens fibres mais cette fois avec l'hypothèse que la contrainte est la même partout.

La contribution la plus importante au module sens transverse E_2 est celle donnée par la matrice, soit le terme $v_m E_m$.

Ainsi, modifier le type de matrice ou sa fraction volumique modifie fortement le module E_2 obtenu. D'autre part, le type de fibre choisi a une très faible influence sur la valeur du module E_2 .

II.9.3 Estimation du module du matériau pli tissé

Pour un pli tissé nous allons appliquer le même raisonnement que pour le cas des fibres unidirectionnelles. Dans ce cas, nous avons à la fois la direction chaîne et la direction perpendiculaire trame. On considère que la mèche (fibre +matrice) se comporte comme un pli unidirectionnel. Son module en direction parallèle aux fibres (E_1) peut donc être estimé avec la formule d'estimation du module dans le sens fibre, et son module en direction transverse aux fibres (E_2) peut être estimé avec la formule d'estimation dans le sens transverse. Pour cela il faut d'abord calculer la fraction volumique dans le sens chaîne et trame des fibres et de la matrice (dans un tissé équilibré il y a autant de fibres et de matrice dans le sens chaîne que trame). En suite calculer les fractions de fibres et de matrice pour les torons de chaîne et de

$$\text{trame } v_{f,c,toron} = \frac{v_{f,c}}{v_{f,c}+v_{m,c}} \quad (\text{II.8})$$

$$v_{m,c,toron} = \frac{v_{m,c}}{v_{f,c}+v_{m,c}} \quad (\text{II.9})$$

$$v_{f,t,toron} = \frac{v_{f,t}}{v_{f,t}+v_{m,t}} \quad (\text{II.10})$$

$$v_{m,t,toron} = \frac{v_{m,t}}{v_{f,t}+v_{m,t}} \quad (\text{II.11})$$

Donc on peut utiliser les formules précédentes pour estimer les modules longitudinaux et transverse d'une seule mèche dans le sens trame et dans le sens chaîne.

En croisant les mèches en sens trame et chaîne pour avoir un pli tissé, et en négligeant les ondulations du tissage et en supposant que la matrice soit répartie entre chaîne et trame selon les mêmes proportions que les fibres. Le module en direction parallèle aux fibres (E_1) d'une mèche peut donc être estimée avec la formule de l'estimations des modules dans la direction des fibres,

$$E_{1c} = v_{fc,toron}E_f + v_{mc,toron}E_m \quad (\text{II.12})$$

$$E_{1t} = v_{ft,toron}E_f + v_{mt,toron}E_m \quad (\text{II.13})$$

Et son module en direction transverse aux fibres (E_2) peut être estimé avec la formule de l'estimation des modules transverses.

$$E_{2,c} = \frac{1}{\frac{v_{f,c,toron}}{E_f} + \frac{v_{m,c,toron}}{E_m}} \quad (\text{II.14})$$

$$E_{2,t} = \frac{1}{\frac{v_{f,t,toron}}{E_f} + \frac{v_{m,t,toron}}{E_m}} \quad (\text{II.15})$$

CHAPITRE II Comportement des matériaux composites stratifiés

Pour calculer les modules du pli tissé en directions chaîne et trame, on considère que les torons de chaîne et de trame travaillent dans une configuration en parallèle. Il est donc possible d'utiliser la formule d'estimation du module dans le sens des fibres.

Pour le module en direction chaîne, les fibres des torons de chaîne sont parallèles à la direction du chargement, donc c'est le module E_1 qui intervient,

Alors que les fibres dans les torons de trame sont orientées perpendiculairement à la direction de chargement, donc c'est le module E_2 qui intervient.

Pour le module en direction trame, les rôles s'inversent.

$$E_{c,pli} = \nu_c E_{1,c} + \nu_t E_{2,t} \quad (II.16)$$

$$E_{t,pli} = \nu_t E_{1,t} + \nu_c E_{2,c} \quad (II.17)$$

Ces méthodes sont utiles seulement pour une estimation grossière des modules, car on introduit beaucoup d'hypothèses simplificatrices.

Dans ce chapitre, on a essayé de développer un code de calcul dans le modèle Halpin-Tsai basé sur Matlab, où nous avons essayé de modéliser la présence de fibres longue d'Alfa et de Sisal et d'un mélange des deux fibres en renfort tissée satin équilibré avec deux différentes fractions volumiques dans la matrice en epoxy et ce afin de déterminer une estimation approximative du module de Young sens chaîne et sens trame par calcul numérique à partir des propriétés micro-structurelles (élastiques et géométriques) de chaque phase (fibre, matrice), afin de prédire les paramètres globaux (module de Young, coefficient de Poisson, etc.) qui permettront d'évaluer le comportement des matériaux composites comme proposé.

Les résultats du module de Young numérique calculés à partir du code de calcul Matlab et obtenus par des essais expérimentaux avec l'estimation d'erreur sont donnés dans le tableau (II-1) suivant :

Tableau II.1 Comparaison des résultats expérimentale et numérique des essais.

specimen	module de young experimental (Gpa)	module de young numérique (Gpa)	erreur (%)
40 wt% Alfa tissé	1,24E+04	1,1093E+04	10,178
30 wt% Alfa tissé	7,40E+03	8,71E+03	17,659
40 wt% Sisal tissé	4,99E+03	6,25E+03	25,311
30 wt% Sisal tissé	3,08E+03	3,821E+03	24,925
40 wt% Hybrid Alfa-Sisaltissé	4,47E+03	4,23E+03	5,470
30 wt% Hybrid Alfa-Sisaltissé	3,34E+03	3,69E+03	10,479

Le programme MATLAB calcule le module de Young d'un pli tissé hybride en fonction des données d'entrée telles que les fractions volumiques des fibres, les fractions sens trame des fibres, les modules de Young des fibres, le module de Young de la matrice et la porosité.

Voici une explication étape par étape du code :

1. Entrée des données :
 - L'utilisateur entre les valeurs de la fraction volumique, de la fraction sens trame et du module de Young pour chaque type de fibre, ainsi que le module de Young de la matrice et la porosité.
2. Calcul de la fraction volumique de la matrice :
 - La fraction volumique de la matrice est calculée en soustrayant la somme des fractions volumiques des fibres et de la porosité à 1.
3. Calcul des fractions des fibres et de la matrice des torons :
 - Les fractions des fibres et de la matrice des torons sont calculées en fonction des fractions volumiques des fibres et de la matrice.
4. Calcul des modules des torons pour chaque type de fibre :
 - Les modules des torons sont calculés en utilisant les formules de Halpin-Tsai pour prendre en compte l'orientation des fibres dans les directions chaîne et trame.
5. Calcul du module du pli tissé hybride :
 - Le module du pli tissé hybride est calculé en utilisant la formule de Halpin-Tsai pour le module de Young effectif en prenant en compte les contributions des torons de chaque type de fibre dans les directions chaîne et trame.
6. Affichage des résultats :
 - Les modules de Young du pli tissé hybride dans les directions chaîne et trame sont affichés.

Pour le calcul du module de Young d'un pli tissé équilibré en utilisant les fractions volumiques de la fibre et de la matrice, ainsi que les modules de Young correspondants, on passe par les mêmes étapes citées précédemment. En utilisant la formule de Voigt pour les matériaux composites, les modules du pli tissé dans les directions sens chaîne et sens trame sont calculés en fonction des modules des torons.

Les erreurs semblent varier en fonction du type de spécimen et de la composition du matériau. Par exemple, les spécimens à base de Sisal semblent avoir des erreurs plus élevées par rapport aux spécimens à base d'Alfa ou hybrides.

Les erreurs dans les prédictions théoriques par rapport aux données expérimentales peuvent être dues à plusieurs facteurs, notamment : Variabilité des propriétés des fibres végétales : Les fibres végétales peuvent présenter une variabilité naturelle dans leurs propriétés mécaniques en raison de facteurs tels que la croissance de la plante, les conditions environnementales, etc. Cette variabilité peut rendre difficile la prédiction précise du comportement des matériaux composites.

Des facteurs tels que la méthode de tissage des fibres, la consolidation de la matrice, les conditions de polymérisation, etc., peuvent influencer les propriétés mécaniques du matériau final. Des facteurs tels que la taille et la forme des échantillons, les méthodes de test, la précision des instruments de mesure, etc., peuvent jouer un rôle dans la variabilité des données expérimentales.

Cependant, apporter des ajustements pour améliorer la précision des prédictions théoriques est l'une des perspectives visées. Cela pourrait impliquer le développement de modèles plus sophistiqués, l'optimisation des processus de fabrication ou l'amélioration des techniques de caractérisation des matériaux.

II.9.4 Endommagement des composite stratifiés

Le mécanisme d'endommagement est tout processus mécanique produisant des lacunes au sein d'un matériau. Ces lacunes se présentent sous forme de discontinuités de la matière. Communément appelées microfissures à l'échelle microscopique (liées aux constituants), ces dernières sont siège de la propagation de fissure à l'échelle macroscopique qu'on appellera microfissures. Les critères de rupture ont pour objectifs de permettre au concepteur d'avoir une évaluation de la résistance mécanique des stratifiés. Les mécanismes de rupture induits dépendent de la nature des constituants, de leurs fractions volumiques, de l'architecture des couches et du mode de sollicitation mécanique imposé.

Dans le cas des matériaux composites, la limite du domaine élastique est généralement liée à l'apparition de la microfissuration. Les principaux modes de ruptures sont : micro ruptures dans la matrice, ruptures de fibres, décohésion fibres-matrice, et délaminage pour les

stratifiée. L'accumulation de divers mécanismes élémentaires conduit à la rupture finale d'un composite.

Les critères de rupture sont établis dans le cas d'une couche d'un stratifié et peuvent être classés suivant : des critères en contraintes maximales, des critères en déformations maximales, des critères interactifs.

II.9.5 Fissuration matricielle

Une fissure c'est une discontinuité locale de la matière qui provoque l'amorçage du mécanisme de rupture. À l'échelle microscopique l'endommagement des composites à matrice organique ce produit au départ au niveau de la matrice par l'apparition des microfissures, elles apparaissent au niveau des propriétés et inclusion une forte concentration de contrainte locale. Soit par fissuration transverse lorsque la contrainte en traction dans la matrice atteint la contrainte à la rupture de la matrice, soit par fissuration longitudinale lorsque la contrainte de cisaillement dans la matrice atteint la contrainte en cisaillement à la rupture, généralement au voisinage d'une fibre. Les fissurations transverse se produisent principalement dans les stratifiés dans les fibres sont fortement désorienté par rapport à l'axe de sollicitation.

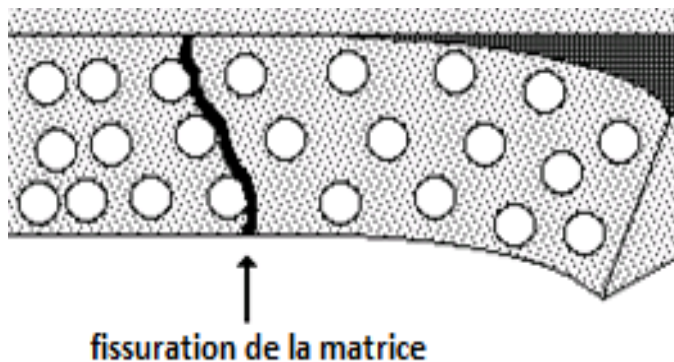


Figure II.5 Fissuration de la matrice.

II.9.6 Décohésion fibres-matrice

Les phénomènes de décohésion fibre/ matrice ou dans la zone intermédiaire entre le renfort et la matrice et dépend des propriétés mécaniques de chaque constituant. Plusieurs auteurs ont rapporté que la nature et les propriétés mécaniques de l'interface fibre/ matrice influent sur le comportement à l'endommagement des matériaux composites soumis à une sollicitation statique ou cyclique. Dans le cas particulier d'un composite à fibre unidirectionnelle sollicité par rapport à l'axe des fibres, la zone interraciale fibre/ matrice et le siège d'initiation de

fissure transversale, et par la suite du développement d'un mode d'endommagement liés aux pertes d'énergie. Suivant la nature de l'adhésion fibre/ matrice, on peut distinguer les cas suivants : pour un stratifié possédant une fibre, soit par la rupture de la matrice et conduisant à la rupture de l'échantillon. La rupture observée sera de type fragile. Une interface moins résistante, permettra de dévier la fissure l'interface et de limiter son impact à quelques fibres uniquement. Dans le cas d'une interface très faible: La fissuration matricielle qui se propage entre les fibres (Sans qu'il il est rupture de fibres) donc la rupture de l'interface fibre/ matrice.[77] Il apparaît donc nécessaire d'adapter au mieux les propriétés de la matrice à celles des fibres pour optimiser les performances à la rupture des matériaux composites. Dans le cas des fibres organique l'interface peut-être améliorée par un traitement chimique permettant au mieux l'adhérence entre les deux constituants.

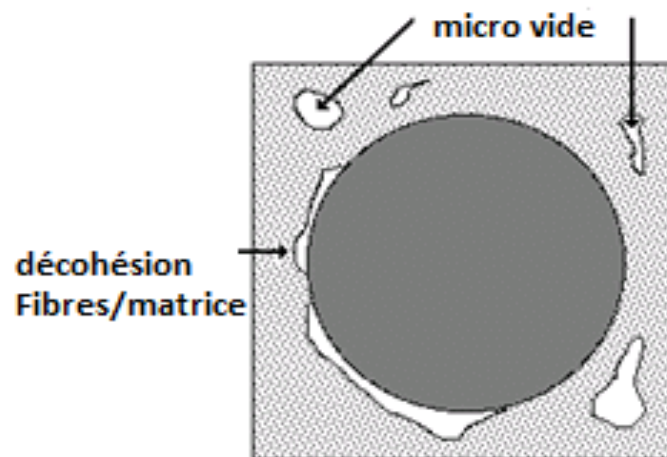


Figure II.6 Décohésion fibres matrice.

II.9.7 Délaminage

Dans le cas des stratifiés le délaminage est considéré comme le phénomène d'endommagement le plus critique dans les structures composites à l'échelle microscopique et qui affecte plus leurs intégrités structurales et leur durée de vie. Le délaminage est un endommagement inter- laminaire qui conduit à une fissuration qui se développe entre deux plis successifs. Ce phénomène se produit dans les composites stratifiés à plis croisé et se développe soit par une concentration de contrainte local au bord libre, soit par une ration de fissure transverse très importante. Les mécanismes de rupture induits dépendent de la nature des constituants, de l'architecture des couches et du mode de sollicitation mécanique imposé.

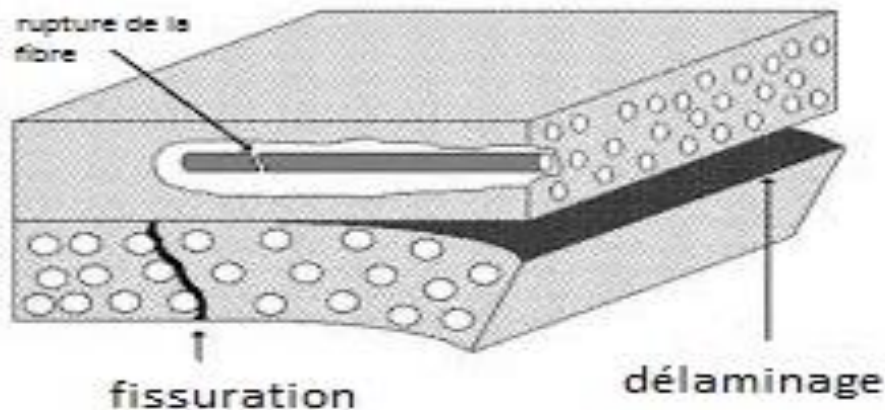


Figure II.7 Mode d'endommagement par délaminage.

II.9.8 Rupture de fibres

La rupture de fibres est généralement le dernier mécanisme qui conduit à la rupture finale des composites stratifiés. Dans un matériau composite unidirectionnel soumis à des sollicitations mécaniques, la rupture des fibres intervient lorsque la contrainte de traction dans une fibre atteint la contrainte à la rupture de la fibre. Cela produit une concentration de contraintes au voisinage de la rupture. Cette concentration est le siège du processus de la rupture et par conséquent, la capacité de la matrice à absorber l'énergie libérée, des propriétés de l'interface fibre-matrice sont le processus de rupture résultant.

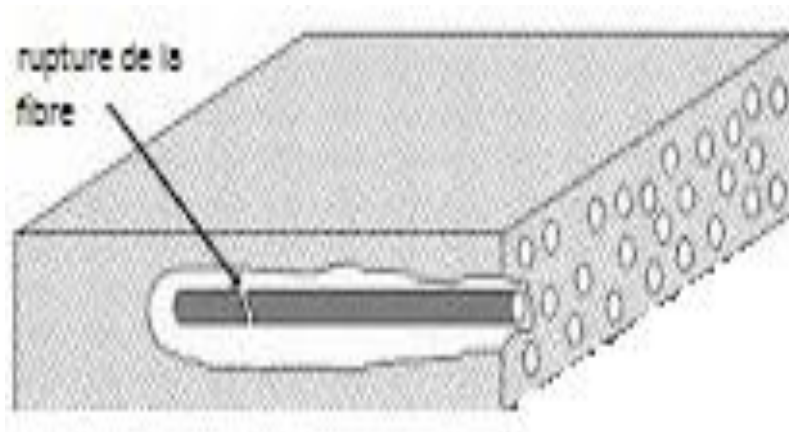


Figure II.8 Mode d'endommagement par rupture de fibres.

II.10 Conclusion

Dans cette partie, on a essayé de développer un modèle mathématique basé sur le code de calcul Matlab pour avoir une estimation approximative du module de Young. L'application du modèle de Voigt nous a permis de déterminer le module de Young pour un pli tissé et équilibré des deux fibres Alfa et Sisal avec les deux fractions volumiques. Par la suite,

l'application du modèle Halpin-Tsai nous a permis de déterminer le module de Young pour un pli tissé et équilibré hybride des deux fibres Alfa et Sisal avec les deux fractions volumiques. Le résultat obtenu semble varier en fonction du type de spécimen et de la composition du matériau. Par exemple, les spécimens à base de Sisal semblent avoir des erreurs plus élevées par rapport aux spécimens à base d'Alfa ou hybrides. Cependant une amélioration de l'approche numérique pourrait être envisagée.

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

III.1 Introduction

Pour justifier le choix d'un matériau composite pour une application industrielle donnée, une connaissance de ses constituants et les différentes étapes de son élaboration ainsi qu'une analyse plus approfondie de leur comportement mécanique est une démarche nécessaire.

Dans cette partie de la thèse, les données techniques concernant le matériau sur lequel l'étude est portée sont présentées. Dans un premier temps, la méthodologie de sélection des renforts, de la matrice est expliquée. Nous présentons d'abord les matériaux de l'étude et leurs constituants de base (matrices et renfort), ainsi que le protocole d'extraction des fibres longue d'Alfa et de Sisal le traitement chimique utilisé, afin d'avoir une meilleure adhésion entre les constituants du matériau. Dans un second temps, un traitement chimique optimal adapté pour chaque type de fibres est réalisé dans le but d'améliorer l'adhésion entre le renfort et la matrice. Après avoir réalisé le traitement chimique, une décomposition des éléments constituant des fibres a été faite pour s'assurer que les impuretés contenues dans les fibres ont bien été éliminées. Cette étude a été accompagnée d'une analyse infrarouge à transformée de Fourier et une analyse thermogravimétrique. Ensuite, la mise en œuvre du renfort d'un tissu bidirectionnelle équilibré a été élaboré manuellement afin de réaliser des composites stratifiés, puis la procédure d'élaboration de ce matériau est présentée. Les techniques expérimentales de caractérisation ont été réalisées pour déterminer les paramètres élastiques et ultimes du matériau. Ainsi, des essais mécaniques statique et dynamique visant à déterminer expérimentalement certaines constantes caractéristiques de leur comportement qui ont permis d'analyser et d'étudier les propriétés des matériaux produits.

Le parti pris de notre travail est d'étudier à la fois les matériaux finis et les matières premières de sorte à pouvoir expliquer les performances des matériaux finis en fonction de celles de leurs composants et du mode de mise en œuvre.

III.2 Choix et présentation des matériaux utilisés

III.2.1 Choix des fibres

En s'appuyant sur l'analyse bibliographique réalisée précédemment, l'objectif de ce chapitre est de sélectionner les constituants de base du matériau. Plusieurs critères ont été pris en compte pour effectuer le choix et particulièrement les fibres du renfort. Les constituants doivent en effet présenter de bonnes propriétés mécaniques avec des masses faibles ainsi une rigidité et une résistance spécifiques élevées, du fait de leur rôle de renfort. Parmi les différents renforts végétaux étudiés, on distingue les fibres d'Alfa et les fibres de Sisal. Ces dernières ont été privilégiées, compte tenu de leurs propriétés mécaniques et de leur résistance

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

élevée et leur pouvoir amortissant. Malgré leurs disponibilités dans notre territoire, elle reste malheureusement très peu exploitée dans le domaine des biomatériaux. Elle représente donc un bon candidat pour l'étude comme renfort pour un matériau composite. Pour cette raison, les fibres d'Alfa et les fibres de Sisal ont été choisies dans l'objectif de réaliser des composites renforcés de fibres longues tissés et orientés aléatoirement, dans le but d'obtenir de bonnes propriétés bidirectionnelles. Les plantes Alfa utilisées dans cette étude provenaient d'El Bayadh, dans le sud-ouest de l'Algérie. Les fibres Alfa étaient de très haute qualité (Fig.III 1). Et les fibres de Sisal proviennent de Boumerdès dans le nord de l'Algérie.



Figure III.1 Plante d'Alfa et de Sisal brute.

III.2.2 Choix de la matrice

Comme il a été déjà expliqué précédemment, il existe plusieurs choix de résine, on trouve notamment des résines thermoplastiques et thermodurcissables. Cependant, les propriétés de ces thermoplastiques ne sont pas toujours très intéressantes, notamment leur tenue à la température. On trouve aussi des thermodurcissables, plus performants mais qui ne peuvent pas être recyclés. Ainsi, on doit faire un compromis entre performances mécaniques et environnementales. Notre choix est porté sur une résine époxy pour sa disponibilité et pour son procédé de mise en œuvre qui nécessite moins d'appareillage. La résine époxy utilisée est du type DGEBA commercialisée par LORN CHIMICAL et fabriquée par IMEXFA SA (Bruxelles, Belgique). Elle est non chargée, non diluée et est destinée à la formulation de systèmes époxy sans solvants, au moulage, aux composites et à d'autres usages. Ses propriétés techniques sont données par le fabricant : Equivalent époxy (182-190), Viscosité à 25°C (800-1200 MPa.s), densité à 20°C (1,17) et Point éclair (> 150°C). Il s'agit d'un kit prédosé de deux composants : résine (65 % en poids) et durcisseur (35 % en poids).[78]

Les propriétés mécaniques de la résine sont présentées dans le tableau III .1

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

Tableau III. 1 Caractéristique mécanique en traction de la résine époxy.

	Masse volumique (kg /m ³)	Module de Young (MPa)	Contrainteà la rupture (MPa)	Déformation(%)
Résineépoxy	1300	2531,67	60,01	3,54

III.3 Méthode d'extraction

III.3.1 Fibres d'Alfa

Les fibres naturelles se présentent souvent sous une forme qui ne leur permet pas de filer. Il est donc nécessaire de transformer par extraction et purification la matière première sous forme de fibres fines, pour obtenir des fibres prêtes à l'emploi. Lors de l'extraction, les liants tels que les pectines et la lignine sont éliminés et les fibres techniques deviennent plus courtes. Le processus complet d'extraction de fibres d'Alfa se compose de deux parties: le trempage et le brossage.

III.3.1.1 Le trempage

Le trempage consiste en une immersion dans une eau salée. Il a pour fonction d'éliminer les cires, le sable et la poussière de la surface des tiges. Avec cette élimination, les tiges seront plus "ouvertes" aux traitements suivants. Une concentration de 35g/l de chlorure de sodium dans l'eau distillée (NaCl, nom commercial: sel de cuisine) est utilisée. En général, la durée doit être suffisamment longue pour que les cires du mur extérieur aient le temps de se dissoudre dans l'eau salée. La durée est de 24h à 60° dans une étuve (MEMERT UN110).



Figure III.2 Méthode d'extraction des fibres étape 1 trempage .

III.3.1.2 Le brossage mécanique

Un brossage mécanique avec des brosses métalliques permet de séparer les tiges. Les brosses sont déplacées dans le sens longitudinal des tiges. Comme les tiges sont forcées de passer entre les dents fines du peigne, le diamètre des tiges est réduit et les échantillons seront plus homogènes.



Figure III.3 Extraction des fibres étape 2 broissage mécanique.

III.3.2 Fibre longue de Sisal

Les feuilles de la plante d'agave ont été écrasées et battues manuellement avec un marteau pour ramollir les feuilles et accéder plus facilement aux fibres situées au cœur de la feuille. Les feuilles abattues sont grattées soigneusement avec une raclette jusqu'à ce que les fibres apparaissent longues de couleur blanche ou verdâtre. Ensuite les fibres sont soigneusement nettoyées dans de l'eau distillée pendant une durée suffisante afin d'enlever la poussière et les excès de déchets et toute autre impureté. Enfin séché à l'air[49].



Figure III.4 Méthode d'extraction des fibres de Sisal.

III.4 Traitement des fibres

La présence d'un grand nombre de groupes hydroxyle dans les molécules de cellulose confère aux fibres naturelles des propriétés hydrophiles, ce qui se traduit par une mauvaise liaison entre les fibres et les matrices polymères, telles que les résines de polyester insaturé et époxy qui sont de nature hydrophobe. Les résidus de cire sur les surfaces des fibres contribuent également aux mauvaises propriétés de liaison de ces fibres. On procède donc à une alcalinisation des fibres avec une solution de NaOH afin d'optimiser la liaison chimique entre fibre et matrice.

III.4.1 Fibre d'Alfa

Les fibres Alfa sont traitées avec un alcali avec de l'hydroxyde de sodium. Avant de commencer le traitement, les fibres doivent être rincées pour éliminer les impuretés, puis

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

environ 20 g de fibres sont placés dans une solution de NaOH à 1,6 mol/l pendant 24 heures à température ambiante (figure III.5-a). Ces fibres sont ensuite mises en solution d'acide acétique à une concentration d'environ 1,6% jusqu'à neutralisation complète de la solution (figure III.5-b). Ils sont ensuite séchés dans à l'air libre pendant 24 heures (figure III.5-c).

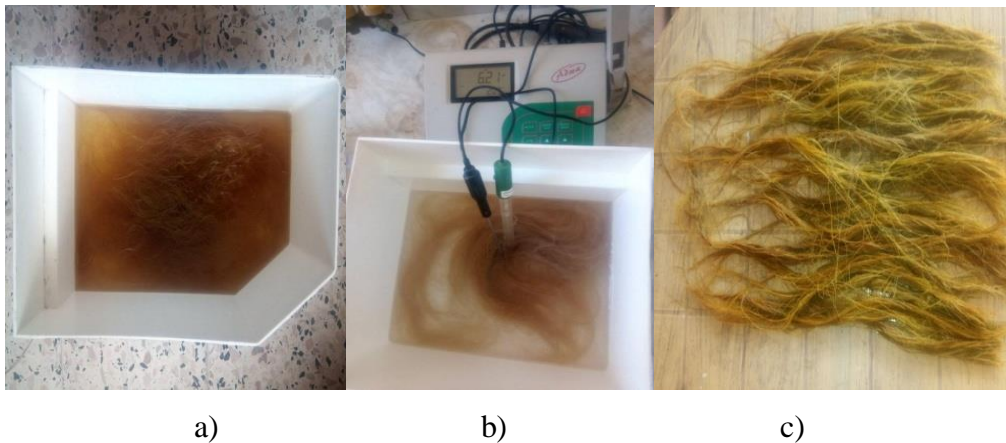


Figure III.5 Traitement des fibres d'Alfa a) alcalisation b) neutralisation c) séchage des fibres.

On prend principalement par tie centrale de la fibre, là où le diamètre varie le moins. Les fibres séchées et traitées sont ensuite mises dans une étuve à 60 ° C pendant 12 heures puis dans un dessiccateur contenant du gel de silice pendant 24 heures (figure III.6) pour éviter que les fibres absorbent de l'humidité.[62]



Figure III.6 Fibre d'Alfa a) avant et après traitement b) conservation dans un dessiccateur.

III.4.2 Traitement de la fibre de Sisal

Les fibres de Sisal extraites ont été immergées dans une solution de NaOH à 10 % pendant 5 heures à 65°C dans un four. Les fibres ont ensuite été rincées à l'eau distillée, puis neutralisées dans une solution d'acide acétique à 2 % pour éliminer la solution de NaOH résiduelle. Un dernier rinçage à l'eau distillée puis séché à l'air libre pendant 4 à 5 jours[49].

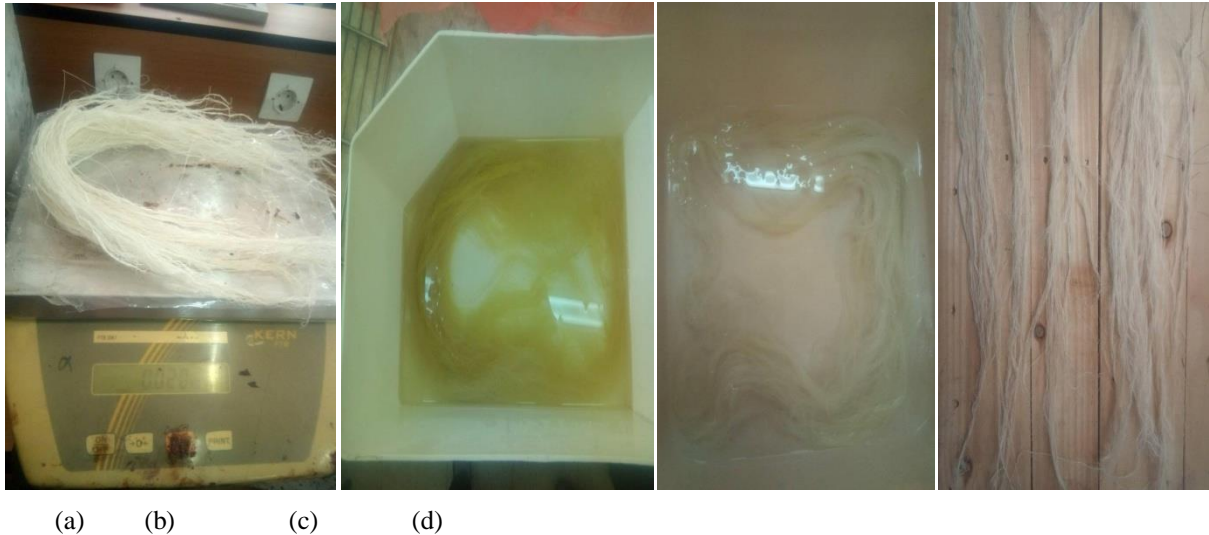


Figure III.7 Traitement des fibres de Sisal a) 20g de fibre de Sisal b) bain de soude c)neutralisation à l'acide acétique d) fibre de Sisal traitées.

III.5 Détermination des différents constituants des fibres

La cellulose, l'hémicellulose et la lignine sont les principaux constituants des fibres végétales. La détermination de ces proportions est alors essentielle pour la détermination des propriétés mécaniques à l'échelle microscopique.

III.5.1 Extraction des résines

Dans le cadre de notre étude expérimentale, il est indispensable d'effectuer une opération d'extraction des extraits présents dans les fibres pour permettre de les séparer et de les quantifier pour chaque type de fibres. Pour cela, on a d'abord procédé au broyage des fibres jusqu'à l'obtention d'une poudre très fine. Dans une cartouche filtrante cellulosique pesée au préalable, on introduit environ 10g de chaque matière. On insère ensuite les cartouches dans le corps en verre du Soxhlet. Dans le ballon, on insère 190ml d'acétone et 10ml d'eau. On assemble le tout au système de refroidissement et lance l'extraction en mettant en marche le chauffe-ballon et le système de refroidissement pendant 6 à 8h. À la fin de l'extraction, on met à l'étuve pendant 24h à 40°. Pour une deuxième extraction, on utilise le n-hexane comme solvant. On transvase 200 ml d'hexane dans le ballon du Soxhlet et on suit la même démarche. On obtient donc le taux de résines.



Figure III.8 Différentes étapes d'extraction des extractibles.

III.5.2 Détermination de l'holocellulose

Pour le dosage l'holocellulose, 3 g de fibres de chaque type sont immergés dans 96 ml d'eau distillée avec 1,2 g de chlorite de sodium (NaClO_2) et 0,6 ml d'acide acétique. Placer le mélange dans un bain marie à 75°C pendant 1h puis procéder de la même manière toutes les heures jusqu'à ce que le solide ai un aspect blanchâtre. Laver ensuite le précipité à l'eau distillée puis sécher le précipité à l'étuve pondant une nuit à 100° et le peser une fois refroidi. Puis filtrer le mélange sous vide à l'aide du creuset, une fiole et une pompe à vide. Laver le précipité à l'eau distillée chaude puis sécher le creuset contenant le précipité à l'étuve.



Figure III.9 Détermination de l'holocellulose.

III.5.3 Détermination del' α -cellulose

La cellulose étant le composé le plus important, il se fait à partir d'holocellulose par une hydrolyse basique des hémicelluloses. Afin de doser la cellulose on a besoin de 2g d'holocellulose qui sont introduits dans un bécher a la quel on ajouter 25 mL de NaOH à 17,5% dans le bécher pendant 50 minutes. A l'aide d'un papier filtre on filtre tout le contenu du bécher puis ajouter 15 mL d'acide acétique à 10% et bien mélanger. Rincer avec de l'eau distillée en répétant l'opération jusqu'à ce que le filtrat s'écoulant devienne neutre. Mettre le creuset à l'étuve à 103°C pendant 1 nuit.



Figure III.10 Détermination de l' α cellulose.

III.5.4 Détermination de l'Indice de lignine

Pour évaluer l'indice de lignine, il est nécessaire d'évaluer le résidu restant après l'hydrolyse complète des polysaccharides (cellulose et hémicellulose) avec de l'acide sulfurique concentré 15 mL (H_2SO_4) à 72% et laisser agir 2 h à 20°C pour 1g d'échantillon. Le mélange est dilué par l'ajout de 560mL d'eau pour obtenir une solution à 3% massique d'acide sulfurique. On filtre ensuite le mélange pour récupérer toutes les particules, puis sécher à l'étuve et pesé.

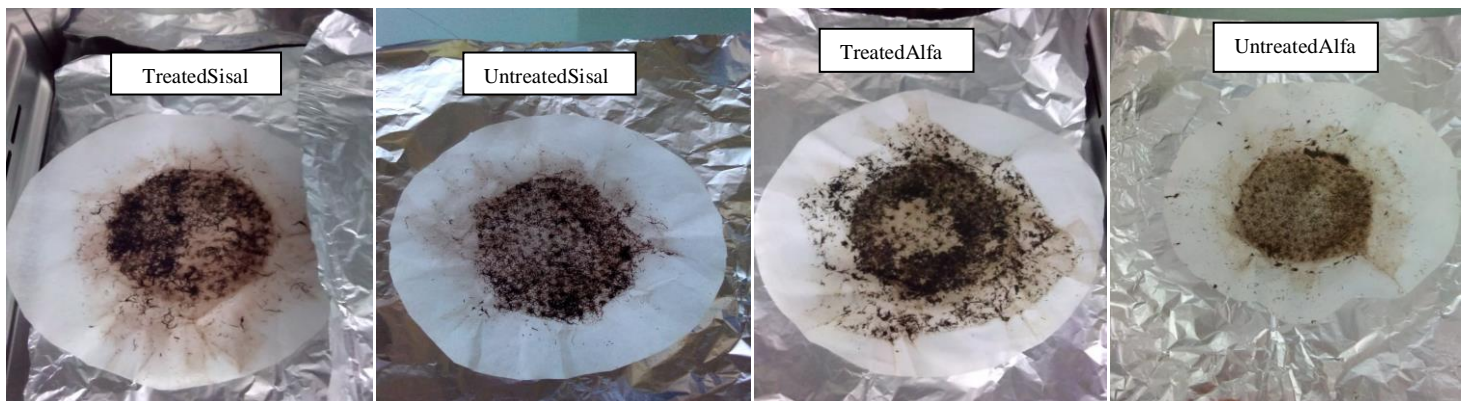


Figure III.11 Détermination de la lignine.

III.5.4.1 Résultats et discussion

La nature de la liaison entre la fibre et la matrice dépend des propriétés chimiques de la fibre et la constitution chimique de la matrice polymérique et de leurs arrangements atomiques. Cependant, dans le composite de fibres naturelles, la cellulose est le principal agent de couplage dans la liaison polymère/fibre. D'autre part, la lignine agit comme un obstacle à la diffusion de l'agent de couplage et empêchant une bonne adhérence. Au cours des traitements chimiques, des constituants comme les hémicelluloses ont été hydrolysés par l'action de solutions alcalines. A partir des résultats, il a été observé qu'une plus grande quantité de lignine et d'hémicelluloses dans l'échantillon non traité, ce qui explique la réduction du diamètre des fibres. De plus, les résultats ont révélé que la teneur en cellulose pour les fibres traitées est plus élevée que les non traitées.

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

Tableau III.2 Composition chimique de l'Alfa et de la Sisal avec et sans traitement.

Composition Chimique des fibresAlfa				
	Cellulose (wt %)	Hemicellulose(wt %)	Lignine (wt %)	Ref
Non traitées	43.08	21.35	28.67	Presenttravail
Traitées (NaOH)	64.9	6.15	25.05	Presenttravail
Non traitées	45	24	24	[59]
Non traitées	43.8 - 47	22.15 - 28.4	17.4-24	[79]
traitées (NaOH)	93.8	3.7	0.8	[80]
Non traitées	46.1	30.2	19.9	[80]
Non traitées	46-47	24-38	20-24	[81]
Non traitées	44-48	27-22	12-18	[82]
traitées NaOH	49.50	17.62	16.51	[69]
Non traitées	39.53	27.63	19.53	[69]
Non traitées	44.2	23.0	25.4	[65]
Non traitées	45	24	24	[83]
Non traitées	45	25	23	[84]
Compositionchimique desfibres de Sisal				
Non traitées	63.7	20.48	10.13	Presenttravail
traitées (NaOH)	75.1	5.51	8.29	Presenttravail
Non traitées	85-88	--	04-05.0	[35]
Non traitées	65.19 ± 1.2	32.09 ± 1.7	2.72 ± 0.28	[32]
traitées NaOH	70.35 ± 1.1	27.29 ± 2.6	2.34 ± 0.5	[32]
Non traitées	66	13	10	[85]
Non traitées	65.8	12	9.9	[32]
Non traitées	65-68	10-22	9.9-14	[86]
traitées NaOH	70	15	08	[51]
Non traitées	63.8	15.2	2.6	[86]
traitées NaOH	73.8	12.5	6.0	[86]

III.5.5 Analyse FTIR

Une transformée de Fourier infrarouge couplée à une réflectance totale atténuée (ATR-FTIR) est une technique d'analyse qualitative pour étudier les changements de composition chimique

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

au cours des différentes étapes du traitement. Grâce à la spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR) et à la décomposition chimique, l'efficacité du traitement alcalin sur chaque type de fibre peut être démontrée. L'analyse chimique des fibres a révélé une réduction des niveaux d'hémicellulose, la lignine, tandis que la cellulose amorphe est augmentée, entraînant une augmentation de la teneur en cellulose cristalline. La mesure ATR-FTIR a été obtenue à l'aide de l'instrument ThermoScientific Nicolet IS 10 équipé du module ATR ThermoScientific Smart ITR à température ambiante piloté par un logiciel informatique, avec une résolution spectrale de 2 cm^{-1} et sur une plage de nombres d'onde de $4\ 000$ à 400 cm^{-1} (longueurs d'onde $2,5$ à $25\ \mu\text{m}$). Les échantillons de fibres ont été coupés et broyés en une fine poudre puis soigneusement placée dans la chambre d'analyse.



Figure III.12 Appareil de AFTIR.

III.5.5.1 Résultats et discussion

Une comparaison entre les spectres FTIR (Fig III-13) des deux fibres traitées et non traitées (Alfa et Sisal) montre une large bande d'absorption, observée autour de 3320 cm^{-1} , attribuée au groupe (-OH). Après traitement, la bande est apparue plus faible en intensité en raison de l'arrangement de plus de groupes hydroxyles, induit par la rupture des liaisons créées entre la

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

lignine et les hémicelluloses avec la cellulose [87]. Les deux pics observés à 2923 cm^{-1} et 2861 cm^{-1} sont associés aux groupes (CH_2 et CH) de cellulose et d'hémicelluloses. Leur diminution est due à l'élimination des hémicelluloses. Le pic au nombre d'onde 1727 cm^{-1} , qui correspond aux groupes carbonyle ($\text{C}=\text{O}$), peut être attribué à la vibration du groupe acétyle de l'hémicellulose ou au groupe carboxylique (de l'acide férulique et p-coumarique de la lignine et/ou hémicelluloses). Un tel pic n'apparaît que dans le cas de fibres non traitées[88]. alors que la bande à 1545 cm^{-1} indique la présence de groupes ($\text{C}=\text{C}$) de cellulose. Le pic de 1454 cm^{-1} reflète la vibration d'étirement des liaisons CH_2 qui se produit pour le Sisal traité à cause de la formation de cellulose tandis que celui autour de 1420 cm^{-1} correspond aux groupes (CH_2) de la cellulose. Le groupe alcool de la cellulose (déformation OH) est caractérisé par des pics situés à 1389 cm^{-1} . Les pics à 1370 cm^{-1} ont contribué à la déformation asymétrique C-H , et celui situé à 1319 cm^{-1} est attribué au CH_2 de la lignine. L'intensité à ce pic diminue après traitement pour les deux types de fibres ; indiquant que le composant lignine des fibres est éliminé par alcalinisation. Le pic de 1238 cm^{-1} , attribué à la fréquence d'étirement des groupes COO , indique la présence d'hémicelluloses et n'apparaît que pour les fibres non traitées et non pour les fibres traitées aux alcalis. Cela est dû à l'élimination des hémicelluloses par traitement chimique (l'hydroxyde de sodium réagit avec les constituants hémicelluloses qui sont éliminés des fibres naturelles). Par ailleurs, les pics à 1155 cm^{-1} et 1099 cm^{-1} sont une caractéristique de la fréquence d'étirement des groupements C-O-C qui indique la présence de la cellulose de la fibre traitée. L'apparition du pic à 1022 cm^{-1} est attribuée à la vibration d'étirement des liaisons C-O de la cellulose[89]. tandis que les pics à 896 cm^{-1} et 609 cm^{-1} sont associés aux groupes (C-O-C) liés respectivement aux β -liaisons glycosidiques entre le glucose dans la cellulose et la vibration de déformation de la liaison C-OH .

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

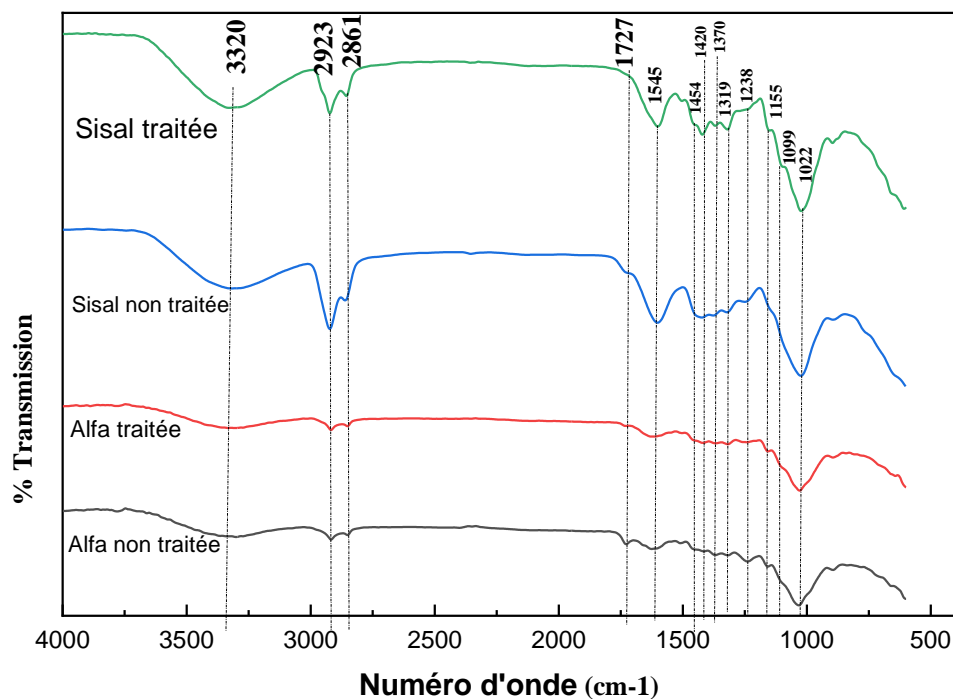


Figure III.13 Spectres FTIR d'Alfa non traité, d'Alfa traité, de Sisal non traité, de Sisal traité.

Tableau III.3 Liaisons chimiques et leurs longueurs d'onde correspondantes.

Nombre d'onde (cm ⁻¹)				Affectations de pic	source	référence
Alfa non traitée	Alfa traitée	Sisal non traitée	Sisal traitée			
3336,38	3324,81	3313,24	3315,53	O-H étirement de la liaison hydrogène	Cellulose, hemicellulose	[90]; [83] ; [91] ; [92]
2913,82	2913,90	2919,82	2923,67	C-H vibration d'étirement de CH ₂ et CH	Cellulose, hemicellulose	[90] ; [93] ; [94] ; [83]
2848,46	2850,39	2858,18	2854,25	CH ₂ groupes dans cellulose et hemicellulose	Cellulose, hemicellulose	[90] ; [93] ; [94] ; [83]
1731,83	/	1724,12	/	C=O groupes carbonyle, vibration d'étirement du groupe acétyle ou du groupe carboxylique	Lignine, hemicellulose	[90] ; [93] ; [94]
1612,26	1621,90	1596,83	1545,55	C = C stretching	Lignine,	[90] ; [93] ; [94]

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

				of aromatic ring	hemicellulose	
/	1459,91	/	1454,83	C-H déformation and CH2 flexion	cellulose	[82] ; [92]
/	1417,84	/	1415,48	CH2 flexion symétrique	cellulose	[82] ; [92]
1371.19	/	/	1365.41	C-H asymétrique déformation	cellulose	[80] ; [82]
/	/	/	1319.12	CH ₂ remuement de lignine	lignine	[93]
1238.12	/	1245.84	/	fréquence d'étirement du groupe COO	hemicellulose	[93]; [83] ; [82]
/	1159.05	/	1151.34	fréquence d'étirement du C-O-C	Cellulose hemicellulose	[81]
1029.84	1024.05	1025.89	1022.13	vibration d'étirement de Liaisons C-O de la cellulose	Cellulose	[80] ; [95]
894.84	883.27	883.27	890.89	Groupes (C-O-C) liés aux liaisons β-glycosidiques et à la vibration de déformation du C - OH	Cellulose, hemicellulose	[87] ; [96] ; [93]

III.6 Analyse thermogravimétrique

L'Analyse Thermogravimétrique (ATG, DTG, DSC) est une analyse indispensable pour déterminer les propriétés thermiques des fibres tout au long de leur cycle de vie et pour évaluer leur stabilité thermique afin d'éviter la dégradation de leurs propriétés physico-mécaniques. L'analyse a été réalisée à l'aide de l'instrument NETZSCH STA 409PC/PG dans une atmosphère d'azote à une vitesse de chauffage de 10°C/min. Le spectre a été enregistré dans une plage de températures de 20 à 600°C. Les échantillons analysés pesaient entre 3 et 6 mg.



Figure III.14 Analyse thermogravimétrique.

III.6.1 Résultats et discussion

III.6.1.1 Résultats des analyses thermogravimétrique

A partir du TGA (Figure III.15), l'analyse a révélé que le traitement chimique confère une bonne stabilité thermique aux fibres. Différentes étapes de dégradation thermique sont observées. Une première perte de masse est observée en dessous de 100°C. Elle est évaluée à 9,73% en poids, 9,09% en poids, 9,79% en poids et 13,25% en poids pour les fibres Alfa non traitées et traitées ; et fibres de Sisal non traitées et traitées respectivement. Cette perte de masse représente l'évaporation de l'eau présente dans les fibres [97]. La perte de masse dans cette première étape est plus faible pour les fibres traitées que pour les fibres non traitées, ce qui indique une moindre humidité dans le cas des fibres traitées. A ce stade, les fibres ont une stabilité thermique. La température de stabilité thermique des fibres Alfa traitées et non traitées est de 216,12°C et 192,59°C, respectivement, et des fibres de Sisal traitées et non traitées 218,11°C et 156,08°C respectivement. Il est important de noter que les fibres traitées présentent un comportement stable à 180°C, ce qui correspond à la température de réticulation des composites, permettant de l'utiliser comme renfort pour les matériaux composites. Une seconde perte de masse est alors mise en évidence indiquant le processus de dégradation thermique maximale. Pour les échantillons traités, une augmentation des températures de décomposition par rapport aux fibres non traitées a été observée. Comme décrit précédemment, ce comportement suggère que les celluloses ayant une cristallinité plus élevée ont une stabilité thermique plus élevée. De plus, il est intéressant de noter qu'à 400°C, la perte

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

de masse pour les échantillons non traités est plus élevée pour ceux traités avec NaOH en raison de sa plus faible pureté[97], attribuée à la dégradation de la lignine et des autres composants restants des fibres [88]; puis la perte de masse se poursuit jusqu'à 600°C. Le chauffage jusqu'à 600 °C a révélé que la perte de masse et le poids résiduel des échantillons non traités étaient supérieurs à ceux des échantillons traités aux alcalis et correspondent à 27,56 % en poids, 24,48 % en poids, 24,35 % en poids et 13,06 % en poids pour les fibres Alfa non traitées, fibre Alfa traitée, fibre de Sisal non traitée et fibre de Sisal traitée respectivement. Ce résultat est dû à la plus grande quantité de cellulose présente dans les fibres traitées. La température de la dégradation thermique des fibres Alfa non traitées est de 399,33°C, celle des fibres Alfa traitées est de 451,12°C, celle des fibres de Sisal non traitées est de 498,58°C et celle des fibres de Sisal traitées est de 495,61°C. Ces observations indiquent que l'amélioration de la stabilité thermique est principalement affectée par le traitement chimique, où l'hémicellulose et la lignine sont éliminées [88]. On peut en conclure qu'ils peuvent convenir comme bons éléments de renforcement pour une application dans les composites polymères à des températures de traitement élevées.

Les courbes des différents types de composites, l'analyse thermogravimétrique à 600°C a révélé que la perte de masse et la masse résiduelle des échantillons à 40% de renfort étaient supérieures à celles à 30% de renfort. La masse résiduelle correspondant à chaque type de matériau est représentée dans le tableau III-4. On en déduit que l'augmentation de la fraction volumique augmente la résistance thermique des matériaux.

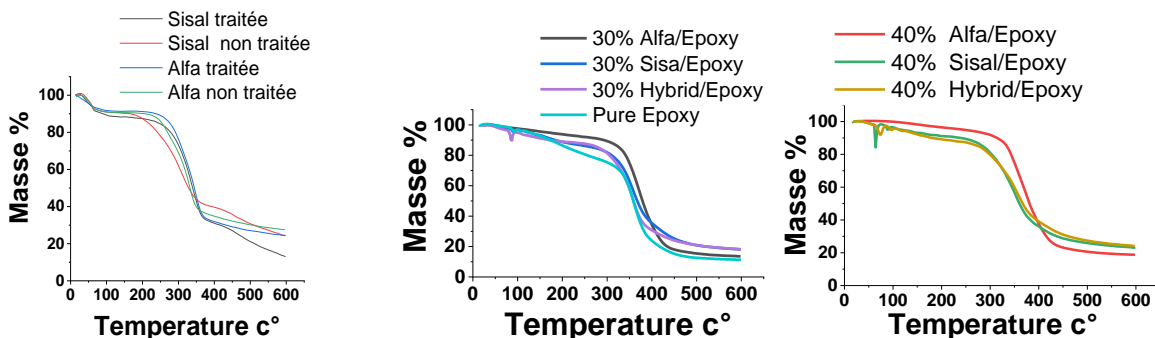


Figure III.15 Courbes TGA des différents types de fibres et différents types de composites.

III.6.1.2 Résultats et discussion Analyse thermogravimétrique différentielle

Les courbes d'analyse thermogravimétrique différentielle des fibres DTG (Figure III-16) indiquent les premiers pics en dessous de 100 °C correspondant à l'évaporation de l'eau pour les fibres d'Alfa et de Sisal traitées et non traitées. Une série de seconds pics plus larges à 330°C, 348°C, 311°C, 333°C pour les fibres Alfa non traitées et traitées, et les fibres de Sisal non traitées et traitées respectivement. Cette perte de masse est associée à la décomposition

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

chimique de l'hémicellulose et des liaisons glycosidiques de la cellulose. Notez que la décomposition thermique des échantillons non traités est plus avancée, ce qui indique leur faible stabilité thermique par rapport aux autres échantillons traités qui présentent une température de décomposition finale plus élevée en raison de leur disposition moléculaire élevée, et leurs composants éliminés par le traitement. Dans cette deuxième étape de dégradation majeure, les fibres non traitées se dégradent légèrement plus mais rapidement que les fibres traitées ; cela conduit à dire que la décomposition thermique nécessite une énergie élevée[98].

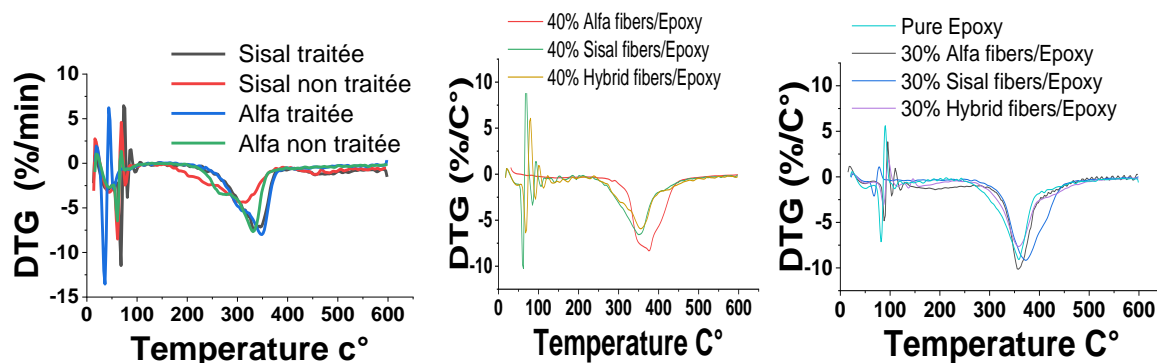


Figure III.16 Courbes DTG des différents types de fibres.

L'analyse thermique différentielle pour les différents types de matériaux indique un premier pic en dessous de 100°C lié à l'évaporation de l'eau. Comme pour les fibres, un deuxième pic plus large apparaît, indiquant une décomposition chimique. À noter que la température de décomposition des composites renforcés à 40 % en poids est plus élevée qu'à 30 % en poids. Les températures maximales de décomposition correspondant aux pics sont reportées dans le tableau (III-4) ci-dessous.

Tableau III.4 Propriétés thermiques des différents types de fibres.

Eprouvette	détérioration initiale (°C)	Perte de Masse (%)	Max température de stabilité (°C)	Perte de Masse (%)	Max température de décomposition (°C)	Perte de Masse (%)	dégradation finale (°C)	Perte Mass (%)	Résidu
Alfa Non traitée	60.93	93.89	192.59	90.27	330.93	51.95	399.33	34.87	27.56
Alfa traitée	53.62	95.22	216.12	90.91	348.62	46.59	451.12	29.05	24.48
Sisal non traitée	61.08	93.11	156.08	90.21	311.08	75.23	498.58	30.86	24.35
Sisal traitée	68.11	89.39	218.11	86.75	333.11	54.77	495.61	21.56	13.06
Composites									
Pure Epoxy	81.78	98.17	292.25	76.26	358.02	48.93	496.68	12.67	11.44

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

30%Alfa/ Epoxy	87.84	97.95	272.00	91.26	357.84	53.11	478.23	16.34	13.56
40%Alfa/ Epoxy	72.96	98.88	277.96	93.54	377.96	52.51	477.96	21.52	18.79
30%Sisal/E poxy	92.13	95.11	243.83	85.43	373.61	46.04	519.93	20.05	18.15
40%Sisal/ Epoxy	64.06	84.24	247.39	90.24	352.11	55.24	496.61	26.07	23.13
30%Alfa- Sisal/Epoxy	86.38	89.87	239.08	87.88	356.87	50.13	490.39	21.38	18.19
40%Alfa- Sisal/Epoxy	67.50	96.10	247.50	87.44	375.50	56.90	482.44	26.49	24.07

III.6.1.3 Résultats et discussion de calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

Calorimétrie différentielle à balayage DSC est capable de quantifier les changements thermiques dans les fibres en fonction de la température (Figure III-17).

Pour tous les types de fibres, les courbes montrent un pic endothermique vers 49,04°C, 49,06°C, 48,58°C, 43,11°C respectivement pour les fibres Alfa non traitées, Alfa traitées, les fibres Sisal non traitées et les fibres Sisal traitées, indiquant le début de l'évaporation de l'eau. Pour les fibres de Sisal un deuxième pic endothermique apparaît vers 413,58°C 428,11°C. Cela est attribué à la décomposition de la cellulose. Aucun autre pic exothermique ou endothermique n'a été observé entre le premier et le deuxième pic, ce qui indique que les deux fibres sont restées stables et ont conservé leur masse. L'enthalpie des différents échantillons peut être calculée en intégrant dans le temps (en secondes), c'est-à-dire que la zone du graphique correspond à l'enthalpie de la transformation de l'échantillon. Les différentes valeurs tirées des courbes sont présentées dans le tableau (III-5).

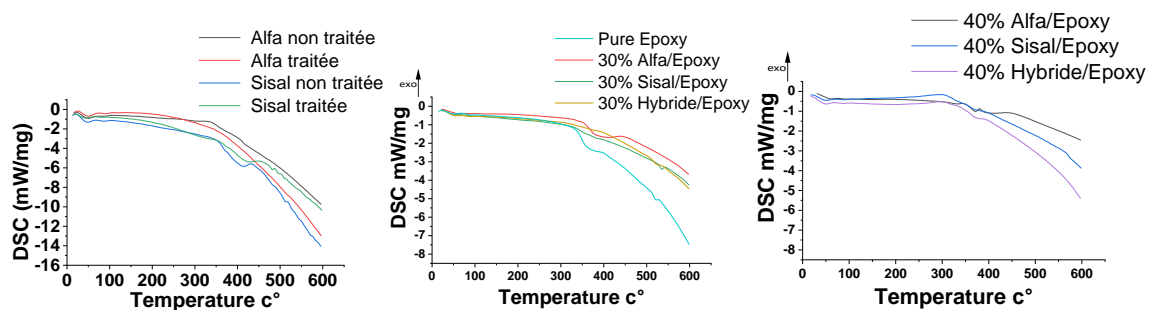


Figure III. 17 Courbes DSC des différent types de traitement.

La réaction endothermique des matériaux composites étudiés avec 40 % de renfort fibreux est supérieure à ceux avec 30 % de renfort fibreux. En fait, l'enthalpie de la résine pure est de 100,44 J/g, ce qui diminue à 21,71 J/g pour 30 % en poids d'Alfa/époxy, et augmente à 42,51

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

J/g pour 40 % en poids d'Alfa/époxy ; il s'agit de la même séquence de croissance que les matériaux hybrides Sisal/Époxy et Alfa-Sisal/Époxy. Bessa et al. [99] ont rapporté dans leur article que le renforcement des fibres traitées par Alfa affecte la quantité d'enthalpie endothermique. Elle passe de -305,27 J/g à -181,63 J/g lorsque la teneur en fibres est augmentée de 0 % à 30 % en poids. Pour tous types de matériaux, les courbes représentent un pic endothermique en début de chauffe indiquant le début de l'évaporation de l'eau. Les différentes valeurs obtenues à partir des courbes sont présentées dans le tableau III.5. D'après ces valeurs, on constate que la quantité d'enthalpie des matériaux renforcés à 40% en poids est supérieure à celle des matériaux renforcés à 30% en poids.

Tableau III.5 Résultats DSC des différents types de fibres.

Specimen	Température de début de décomposition (°C)	Pic température (°C)	Chaleur de décomposition J/g
Fibers			
Alfa non traitée	49.04	/	131.28
Alfa traitée	49.06	/	185.20
Sisal non traitée	48.58	413.58	171.52
Sisal traitée	43.11	428.11	108.45
Composites			
Pure Epoxy	48.69	372.53	100.44
30%Alfa/Epoxy	60.46	370.46	21.71
40%Alfa/Epoxy	58.10	405.33	42.51
30%Sisal/Epoxy	49.49	/	40.10
40%Sisal/Epoxy	49.50	534.32	57.23
30%Hybridl/Epoxy	50.00	375.00	53.37
40%Hybrid/Epoxy	51.08	523.96	73.72

III.6.2 Analyses microscopique électronique à balayage

La morphologie des fibres d'Alfa et de Sisal non traitées et traitées a été examinée par microscopie électronique à balayage pour pouvoir les comparer, s'assurer de l'efficacité du traitement. Les détails de la microstructure de la rupture par traction après rupture ont également été observés afin d'identifier le mécanisme de fracture. Les échantillons ont été observés et imagés à un potentiel d'accélération du faisceau d'électrons de 10 et 30 kV.

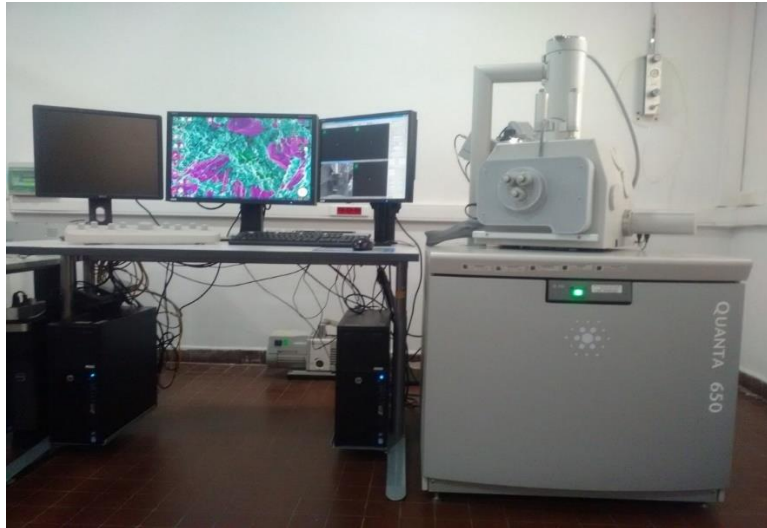
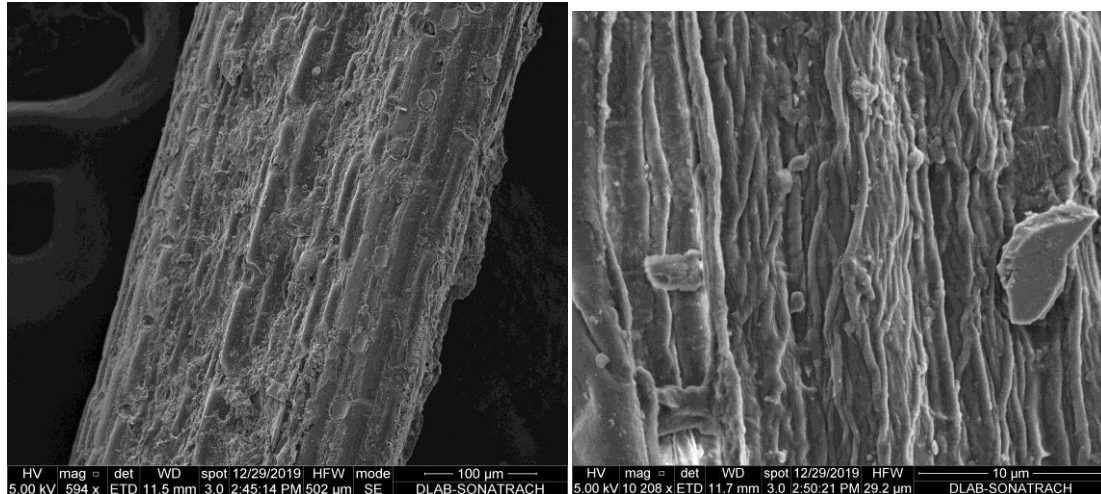


Figure III.18 Microscope électronique à balayage.

III.6.2.1 Résultats et discussion des analyses Microscopie électronique à balayage

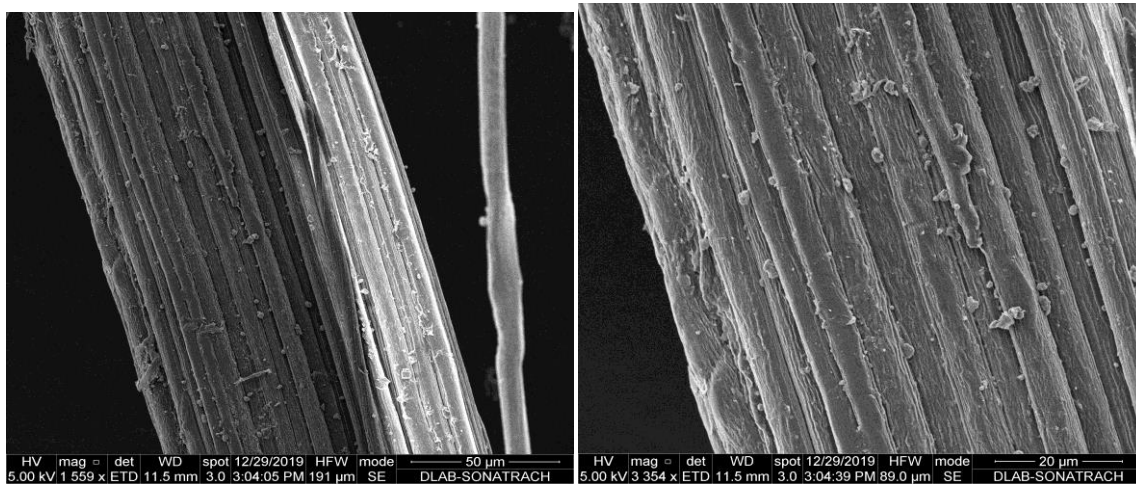
L'observation au microscope électronique à balayage a été réalisée pour observer la morphologie et les parois cellulaires des fibres non traitées et traitées (Figure III. 19 et 20). Il montre que les fibres Alfa longues non traitées (Fig.III.19 a, et b) et les fibres de Sisal (Fig.III.20 a et b) sont composées de faisceaux liés entre eux par des constituants lignocellulosiques qui agissent comme l'élément de liaison qui protège la plante des effets externes. Ils sont recouverts d'impuretés et d'autres constituants, tels que des cires et de la pectine. Les parois des fibres sont composées de microfibrilles de très petites dimensions. L'observation montre également un faisceau de fibres avec une distribution de taille différente pour les fibres Alfa (Fig.III-19 e). Après traitements chimiques, la rugosité des fibres est atténuée et nettoyée. Comme le montrent (Fig.III-19c et b) pour l'Alfa et (Fig.III-20c et d) pour la Sisal, la rugosité des fibres a diminué après traitement, une morphologie de surface plus lisse est apparue par rapport aux fibres non traitées et les microfibrilles sont plus visibles car le traitement a dissous le lien de ciment entre elles. Le traitement chimique alcalin, attaque les hémicelluloses contenues dans les fibres donc elles sont nettoyées, les impuretés sont éliminées donc le diamètre est réduit. Les fibres traitées représentent un taux de résidus inférieur à celui des fibres non traitées, cela a été prouvé par les images MEB qui montrent clairement la réduction des dépôts de résidus sur la fibre, (les microfibrilles sont claires et visibles après le traitement alcalin). La diminution des résidus est également démontrée par la diminution du diamètre des fibres après traitement. Rajamurugan et al. [92], Bessadok et al. [93], Mechakra et al.[62], Arrakhiz et al. [63].

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation



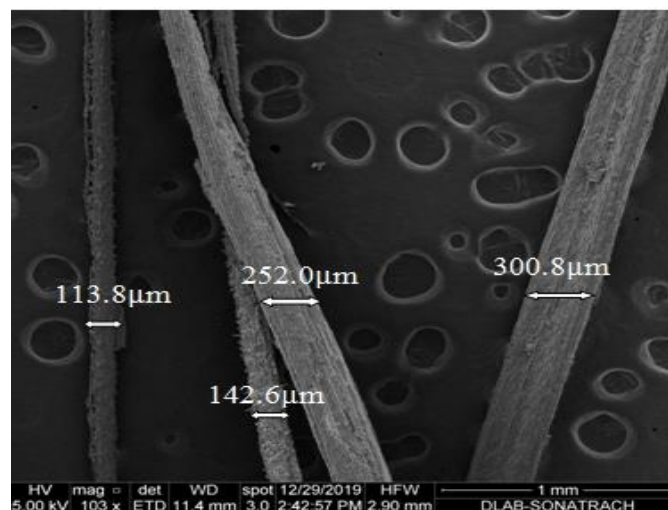
(a)

(b)



(c)

(d)



(e)

Figure III.19 Observation au MEB: (a-b) Fibres d'Alfa non traitées ; (c-d) Fibre d'Alfa traitées; (e) mesure du diamètre.

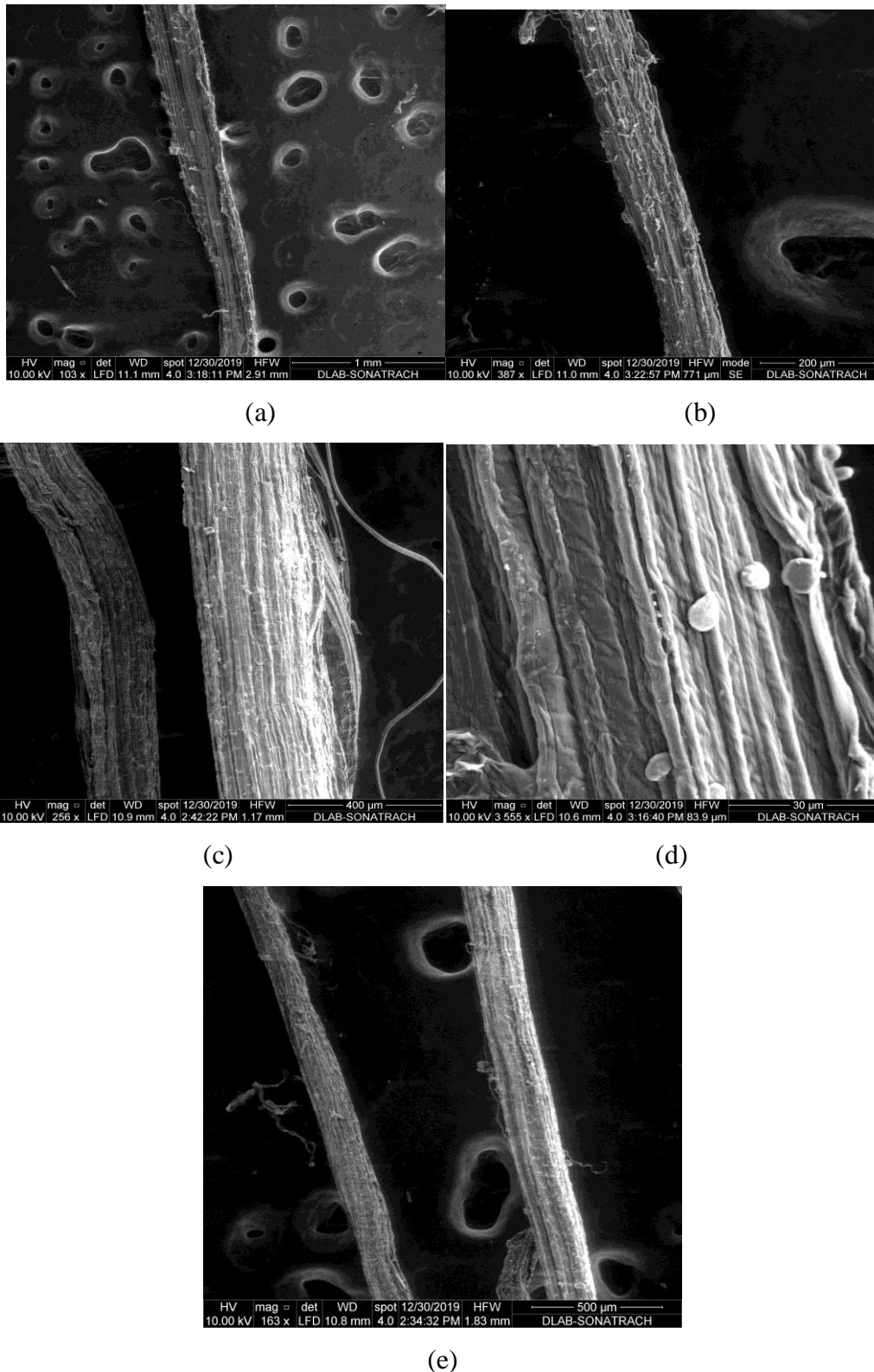


Figure III.20 Observation au MEB: (a-b) Fibres de Sisal non traitées; (c-d) Fibres de Sisal traitées Sisalfibres; (e) mesure du diamètre.

III.6.3 Caractérisation des fibres

Avant chaque essai, le diamètre de chaque fibre est mesuré. En général, les fibres ont une géométrie complexe en raison de leur morphologie et d'autres conditions environnementales telles que l'âge, la saison et l'emplacement d'où elles sont extraites... Pour simplifier le calcul des différents paramètres, il a été considéré que la fibre est parfaitement cylindrique. Les fibres ont été observées à l'aide d'un microscope optique OPTIKA équipé d'une caméra et contrôlé par le logiciel Actionvision pour la mesure du diamètre (Fig.III. 21). Le diamètre moyen de chaque fibre a été pris à trois emplacements différents avec trois mesures pour chaque emplacement, aux deux extrémités et au milieu de chaque fibre. La variation du diamètre des parties supérieure et inférieure de la fibre est très importante, Hanana et al. [87]. Cette variation est beaucoup plus importante pour les fibres Alfa, Belaadi et al. [55]. La comparaison de ces variations de morphologie avec la littérature pour les fibres végétales permet de ne considérer que le diamètre moyen des fibres. Des essais de caractérisation mécanique en traction des fibres de Sisal et d'Alfa traitées et non traitées ont été effectués selon la norme ASTM D3822-07, sur la machine d'essai universelle Zwick/Roell Z005 avec une charge de 5 kN à une vitesse constante de 2 mm/min et une longueur de référence de 80 mm (Figure III. 21). 20 échantillons de chaque type de fibres non traitées et traitées ont été utilisés pour la détermination du diamètre.



Figure III.21 Observation au microscope pour la mesure du diamètre.



Figure III.22 Teste de traction des fibres de Sisal et d'Alfa traitées et non traitées.

III.6.3.1 Résultats et discussion

La courbe contrainte-déformation (Figure III.23) montre une première zone élastique et une seconde zone plastique jusqu'à la rupture de la fibre Ghali et al. [100]. On constate que les fibres de Sisal ont un meilleur comportement élastique que celles d'Alfa qui eux représente un comportement rigide. En comparant les valeurs du module d'Young des fibres brutes avec celles traitées $18577,31 \pm 411,46$ MPa vs $41248,30 \pm 627,92$ MPa pour le module d'Young des fibres Alfa et $14685,81 \pm 394,78$ MPa vs $17673,82 \pm 639,27$ MPa pour les fibres Sisal. Par conséquent, les traitements chimiques utilisés augmentent considérablement les propriétés mécaniques des fibres. Cette tendance s'explique facilement en considérant que les cires, et les matériaux cimentaires qui assurent la cohésion entre les microfibrilles de cellulose sont partiellement éliminés par les traitements chimiques qui entraînent une augmentation du taux de cellulose dans le matériau. Ceci a été observé par les auteurs Ghali et al. [94], Hanana et al. [87], Bessadok et al. [93] et Belaadi et al. [55].

La détermination de l'écart type permet d'évaluer la dispersion des résultats par rapport à la moyenne. Pour le module d'Young, l'écart type des fibres traitées est supérieur à celui des fibres non traitées, les calibrages des modules obtenus pour les 20 échantillons sont donc proches de la moyenne.

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

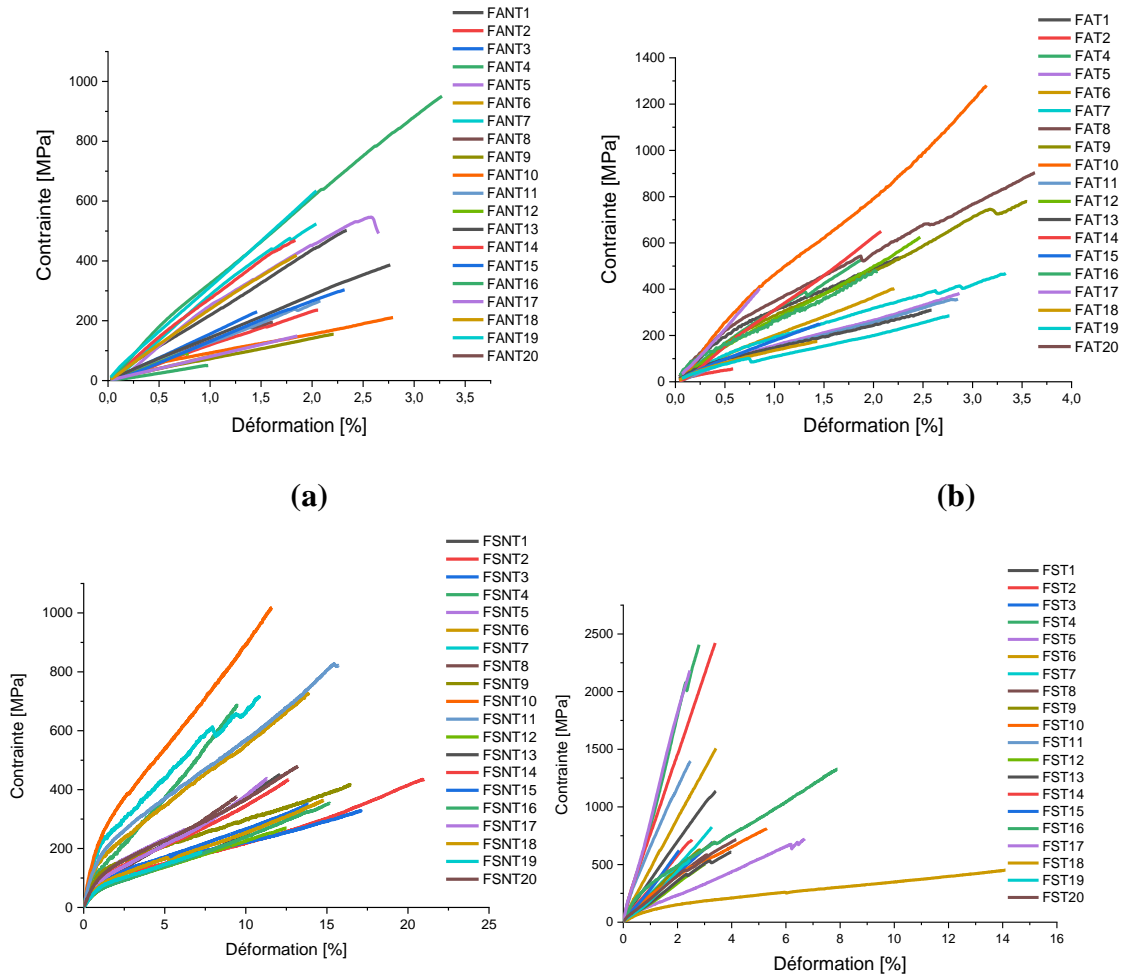


Figure III.23 Courbe contrainte-déformation: (a) Fibre d'Alfa non traité (b) fibre d'Alfa traité (c) Fibre de Sisal non traité (d) Fibre de Sisal traité.

La valeur moyenne de 20 échantillons de la contrainte et de la déformation maximales pour chaque fibre est indiquée dans le tableau (III-6) ci-dessous

Tableau III.6 Valeur moyenne de diamètre, contrainte, déformation et module de Young des fibres traitées et non traité.

Specimen	Diamètre (µm)	σ_{max} (MPa)	ϵ -Fmax (%)	Module de Young (MPa)
fibres d'Alfa non traitées				
fibres d'Alfa non traitées	218,66±57,12	6882,94±245,19	2,07±0,68	18577,31±411,46
Fibres d'Alfa traitées				
Fibres d'Alfa traitées	106,95±32,30	9220,54±276,81	2,49±0,79	41248,30±627,92
fibres de Sisal non traitées				
fibres de Sisal non traitées	163,14±35,33	2762,21±122,00	13,30±3,75	14685,81±394,78
Fibres de Sisal traitées				
Fibres de Sisal traitées	108,15±28,01	5539,62±133,45	3,03±0,68	17673,82±639,27

III.7 Mise en œuvre du renfort du matériau

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

Nous procédons à la formation de brins de même longueur et de même poids à partir de fibres longues Alfa et de Sisal traitées. Le type de tissage satin (toile) (FigIII. 24) a été tissé à la main avec 480 g / m² et 2 mm d'épaisseur. Le tissu a été fabriqué en fixant la première direction du renfort (chaîne) avec du ruban adhésif double face afin de maintenir les brins droits. L'espace entre deux brins est de 5 mm afin que le tissage s'emboîte étroitement. Le deuxième sens des brins (trame) a été inséré à l'aide d'une aiguille qui permet de passer alternativement entre les brins de chaîne, sur puis sous un brin de chaîne, et vice versa. Quant aux fibres orientées aléatoirement, elles sont tout simplement disposées dans le moule d'une façon homogène et bien répartie.

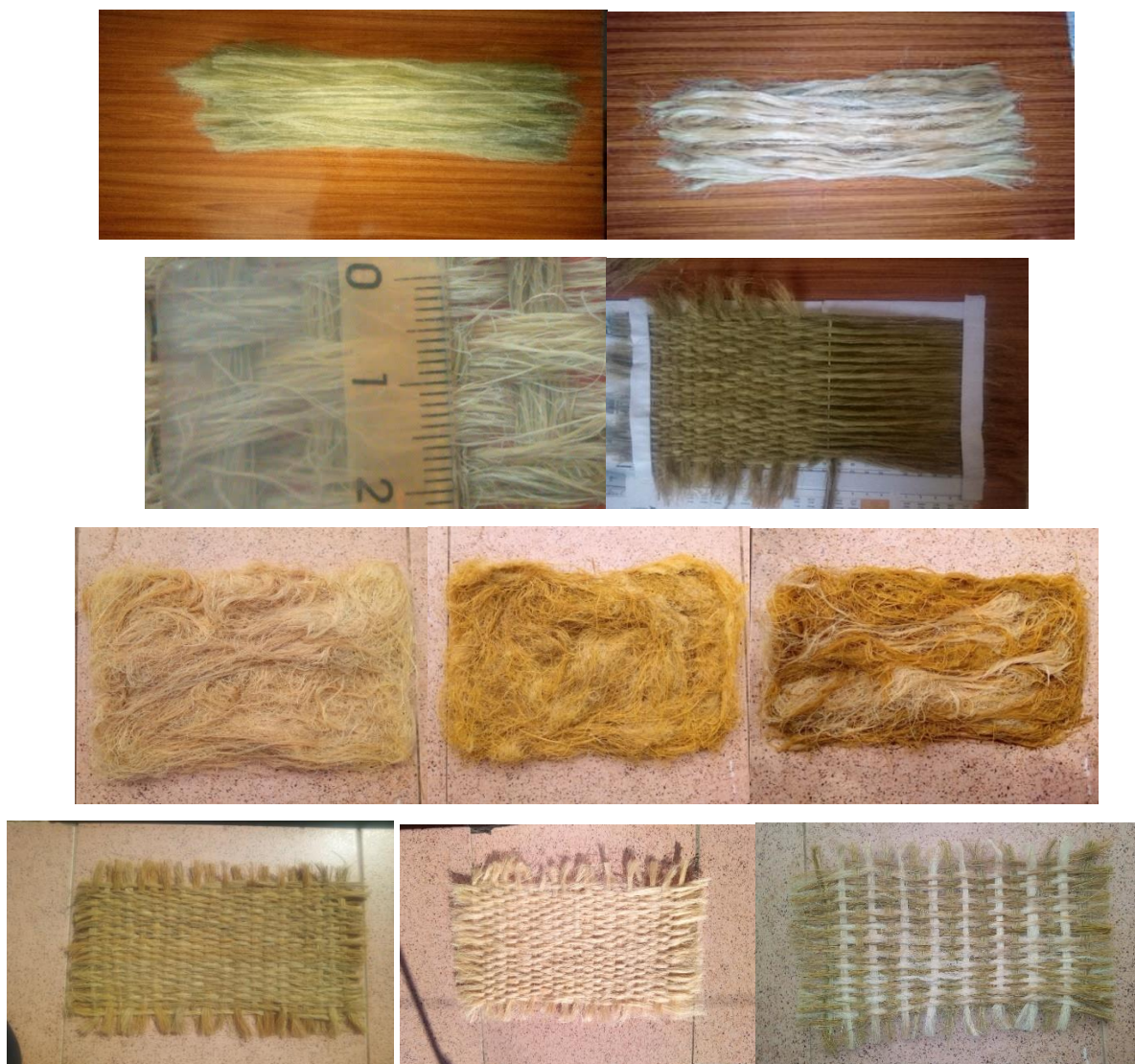


Figure III.24 Renfort de fibres tissé et mat.

III.8 Elaboration du matériau

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

Le matériau composite a été obtenu par moulage RTM dans un moule en aluminium de 300 mm de long, 170 mm de large et 4 mm d'épaisseur à température ambiante (figure III. 25). Un agent de démoulage a été utilisé sur les surfaces et les joints du moule pour faciliter le démoulage du composite. Le renfort en tissu de fibres Alfa et de Sisal traitées est mis dans le moule. Avant de démarrer l'injection, on vérifie que le circuit pompe-moule est hermétique en bloquant la conduite d'alimentation en résine par une pince étau (1). Le cadran de la pompe indique (-1000mbar). Cela permet de déshumidifier les fibres hydrophiles et d'évacuer l'air pour permettre une bonne adhérence fibre / résine. La résine est ensuite injectée dans le moule hermétique à l'aide d'une pompe aspirante également reliée hermétiquement à ces derniers. La résine traverse le moule et imprègne toute la structure du tissu. L'injection de la résine est arrêtée par la pince étau (2) lorsque le volume du moule est complètement rempli puis par la pince placer en amont du moule pour empêcher toute éventuelle fuite. Le couvercle du moule en plexiglas de 10 mm d'épaisseur permet le contrôle et la visibilité des bulles d'air en cas de défaut d'étanchéité ou de fuite d'air lors du processus d'injection. Le réservoir de résine en excès empêche les résidus de résine d'atteindre et d'endommager la pompe à vide. Le composite obtenu après la réticulation complète de la résine a été découpé pour obtenir les éprouvettes selon ISO 527, puis mis en étuve (MEMERT UN110) pendant 8 heures à 80 ° C pour le séchage et homogénéisation de la structure avant de procéder aux essais de caractérisation mécanique.

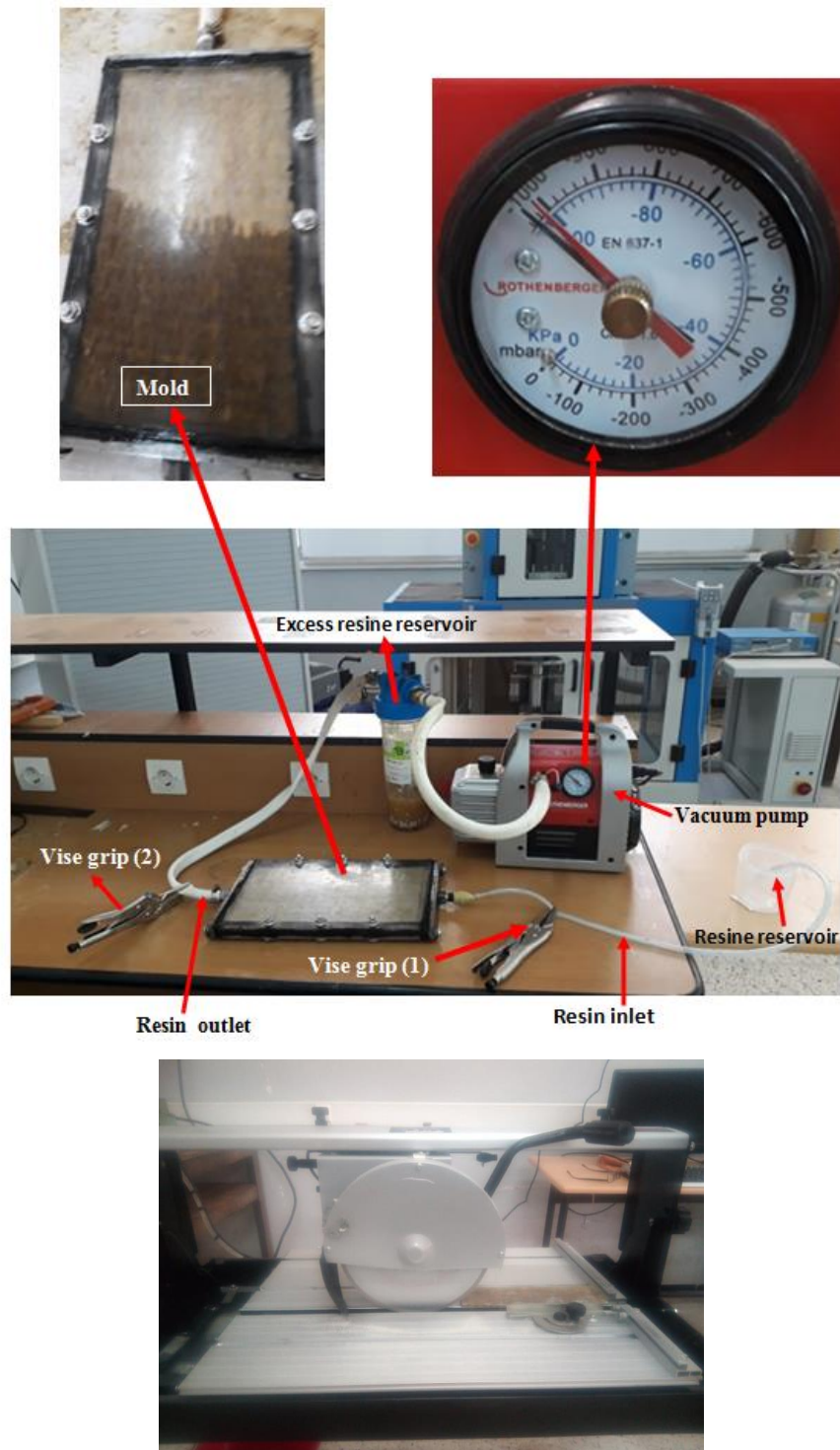


Figure III.25 Préparation et mise en œuvre des éprouvettes découpée normalisées.

III.9 Calcul de la teneur volumique et de porosité

Un des facteurs les plus importants qui déterminent les caractéristiques mécaniques d'un matériau composite est la proportion relative de matrice et de renfort. Cet aspect constitue une des caractéristiques fondamentales des composites. En effet, Une distribution du renfort dans le volume du composite est un paramètre important, si il est uniforme, on assurera une

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

homogénéité du matériau. La concentration du renfort est habituellement mesurée par la fraction volumique ou par la fraction massique.

Les fractions massiques sont plus faciles à mesurer lors de l'élaboration des matériaux. Par contre, les fractions volumiques interviennent directement dans les modèles théoriques des composites décrivant le comportement mécanique des matériaux

La fraction volumique de fibres est le volume des fibres par rapport au volume du composite : $\frac{V_f}{V_c}$

La fraction volumique de matrice est volume de la matrice par rapport au volume du composite : $\frac{V_m}{V_c}$

Pour le calcul du taux de porosité dans notre matériau, nous avons prélevés et pesés à sec les échantillons à l'aide d'une balance à précision. Par la suite, leur volume a été mesuré par immersion dans l'eau, d'après le principe d'Archimède, l'augmentation du volume dans une éprouvette graduée est le volume expérimental de l'échantillon. Une telle pesée doit être effectuée rapidement pour éviter l'absorption d'eau par le matériau. On peut ainsi calculer la masse volumique expérimental du composite. Le volume théorique est mesuré à partir des dimensions théoriques de l'échantillon.

Le taux de porosité est calculé par l'équation suivante :

$$V_p = \frac{\rho_{\text{compositethéorique}} - \rho_{\text{compositeexperimentale}}}{\rho_{\text{compositethéorique}}} \quad (\text{III.1})$$


Figure III.26 Mesure expérimentale du taux de porosité.

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

Tableau III.7 Calcul du taux de porosité présente dans le matériau.

Spécimens	masse(g)	Volume (ml)	Masse volumique expérimentale ρ_{exp}	Masse volumique théorique ρ_{the}	taux de porosité
Alfa 40%	41,13	330	0,12	0,14	0,09
Sisal40%	36,59	330,5	0,11	0,12	0,09
Alfa 30%	37,27	327,8	0,11	0,12	0,08
Sisal 30%	35,09	327,5	0,11	0,12	0,08
Alfa-Sisal 30%	36,86	327	0,11	0,12	0,08
Alfa-Sisal 40%	36,34	327	0,11	0,12	0,08

III.10 Caractérisation mécanique en statique du composite

III.10.1 Essai de Traction

Les propriétés mécaniques des différents matériaux ont été mesurées par des essais de traction statique. Ils ont été testés sous chargement uniaxial selon la norme ISO-527-4 (250*25*4) sur une machine universelle de type Zwickrowell Z250, avec une vitesse de 2mm/min, et une capacité de charge de 10 kN. Trois échantillons de résine époxy pure et trois échantillons de chaque matériau (EP/ fibres tissées Alfa -30%, EP/ fibres tissées Alfa -40%, EP/ fibres tissées Sisal -30%, EP/ fibres tissées Sisal -40%, EP / hybride Alfa/ Sisaltissées -30%/époxy, EP/hybride Alfa/ Sisaltissée -40%) et (EP/ mat de fibres Alfa-30%, EP/ mat de fibres Alfa -40%, EP/ mat de fibres Sisal -30%, EP/ mat de fibres Sisal -40%, EP / mat hybride de fibresAlfa/Sisal -30% , EP/ mat hybride de fibres d'Alfa/Sisal -40%) ont été testés. Le module de Young, la contrainte maximale et la déformation de chaque échantillon ont été déterminés (Figure III. 27).

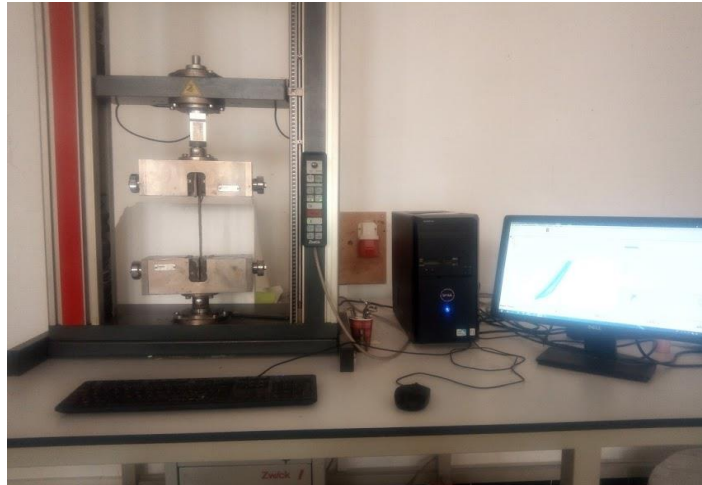


Figure III.27 Teste de traction.

III.10.1.1 Résultats et discussion

Les résultats des tests de traction statique des composites ont été comparés à ceux de la résine époxy pure qui ont montré une augmentation significative des modules de Young d'environ 333 % et 160 % respectivement pour 40 % et 30 % d'Alfa/Epoxy tissé par rapport à l'époxy pur. De plus, 40 % et 30 % de Sisal/Époxy tissé ont induit une augmentation de 75 % et 8 % respectivement. Enfin, 40 % et 30 % d'Alfa-Sisal/Epoxy hybrides tissés ont entraîné une augmentation de 57 % et 17 % respectivement. L'impact de la fraction volumique des fibres et de leur traitement chimique apparaît clairement sur la résistance du matériau, qui montre un transfert de rigidité entre la matrice et la fibre ; et donc une bonne adhésion interfaciale grâce au traitement alcalin, qui rend la surface de la fibre imperméable et élimine les composants non cellulosiques (cire, pectines et lignine hémi-cellulosique) cela peut être observé par les images MEB. Le matériau en Sisal semble être régi par le comportement élastique de cette dernière fibre. En effet, l'allongement à la rupture de 40% de Sisal/Epoxy tissé et 30% de Sisal/Epoxy tissé est respectivement de $4,52 \pm 0,58\%$ et $3,37 \pm 0,23\%$, alors les fibres ajoutent de l'élasticité au matériau. Tandis que matériaux renforcés de fibres Alfa présentent un comportement fragile avec un déplacement de $3,128 \pm 0,67\%$ et $6,34 \pm 0,9\%$ pour 40 % d'Alfa/Époxy et 40 % de Sisal/Époxy respectivement par rapport à celui de la résine pure qui est de $6 \pm 0,5$ mm. Les matériaux hybrides ont des propriétés qui dépendent de celles de leurs matériaux constitutifs et de leur fraction volumique (Figure III-28 a). L'hybridation des fibres confère à la matrice plus de rigidité issue de la fibre d'Alfa et le comportement élastique issu de la fibre de Sisal.

Quant aux matériaux avec un mat (Figure III-28 b). de fibre on note que les composites à 30 % offrent de meilleures performances que ceux à 40 %. Ceci est dû au fait que la répartition

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

des fibres dans les composites à 30 % est plus homogène que celles à 40 % (Annex 3). Les mêmes observations ont été faites par les autres (Prasad, Saini et Kumar[101]). Quand la fraction volumique dans le composite augmente, le matériau devient plus hétérogène et perd sa résistance. C'est pourquoi les composites composés à 30 % offrent de meilleures performances que ceux avec 40%. La résistance maximale a été enregistrée pour le composite renforcé avec Alfa et Sisal à 30% (28,94MPa pour la résistance à la traction et 2,67% d'allongement à la rupture). L'hybridation des deux types de fibres à rapport égal améliore les propriétés mécaniques des composites. Les études dérivées de Venkateshwaran et al. [102], Idicula et al. [103] étaient similaires à ceux trouvés dans le présent travail.

Les fibres d'Alfa ont un diamètre très irrégulier (large à la base et fin à l'extrémité de la fibre) entraînant un écart type important contrairement à la fibre de Sisal qui a un diamètre considéré comme régulier ; ce qui explique l'écart type important du composite Alfa/Epoxy par rapport à celui du composite tissé Sisal/Epoxy.

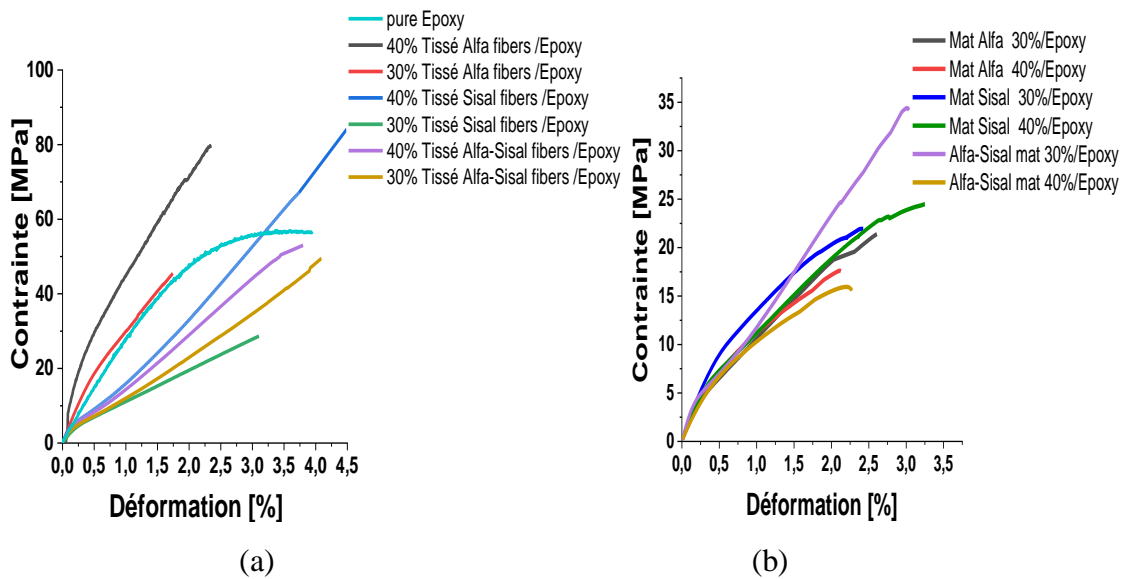


Figure III.28 Courbe contrainte-déformation: a) mat de fibres b) fibre tissée.

Tableau III.8 Caractéristique mécanique en traction des différents biomatériaux.

Eprouvette	Déformation de rupture (%)	Contraite de traction (MPa)	modulus de Young (MPa)	Taux d'amélioration
Pure resineepoxy	3,54	60,01	2531,67	
40% Tissé Alfa fibers /Epoxy	2,38±0,45	79,08±3,91	12345,17±990,54	333%
30% Tissé Alfa fibers /Epoxy	1,73±0,11	44,65±2,98	7413,22±500,36	160%

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

40% Tissé Sisal fibers /Epoxy	4,52±0,58	84,14±5,96	4993,51±276,32	75%
30% Tissé Sisal fibers/Epoxy	3,37±0,23	27,44±6,02	3078,56±200,79	8%
40% Hybrid Tissé Alfa-Sisal fibers /Epoxy	3,80±0,37	53,56±4,00	4467,87±513,96	57%
30% Hybrid Tissé Alfa-Sisal Fibers /Epoxy	4,29±1,26	49,47±9,01	3343,96±618,63	17%
Mat alfa 40%/Epoxy	2,26±0,43	17,23±3,44	1 987,91±262,44	-21%
Mat alfa 30%/Epoxy	2,79±0,61	21,71±6,94	2 432,97±472,75	-4%
Mat sisal 40%/Epoxy	4,25±0,81	21,85±5,75	2 647,50±558,14	5%
Mat sisal 30%/Epoxy	3,23±0,82	24,59±5,76	3 003,20±458,14	19%
Alfa-sisal mat 40%/Epoxy	2,38±0,59	15,29±3,96	1 969,46±180,21	-22%
Alfa-sisal mat 30%/Epoxy	2,67±0,35	28,94±4,12	3 218,28±127,28	27%

III.10.2 Comportement statique en flexion trois-points

Des essais de flexion en trois points ont été effectués pour déterminer la résistance à la flexion. Pour ce test, l'échantillon est placé sur deux supports distincts espacés de 16 fois l'épaisseur de l'échantillon avec une force appliquée au milieu des deux supports par un poinçon. Cette force est égale à 10 kN avec une vitesse de chargement constante de 2 mm/min. Quatre éprouvettes conformes à la norme ISO 178 (80*10*4) ont été testées. Les essais expérimentaux ont été réalisés sur la machine Zwickroel, modèle Z010 (Figure III-29) adaptée à une machine de traction et connectée à un ordinateur pour l'acquisition des données.

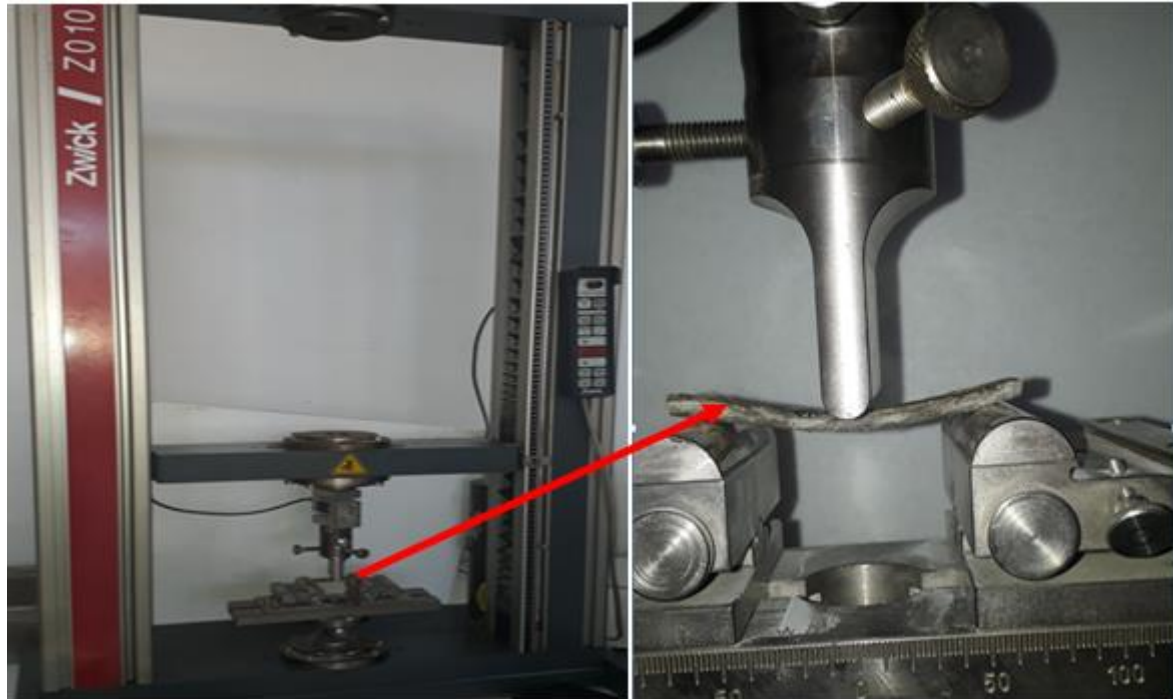


Figure III.29 Essai de flexion trois point.

III.10.2.1 Résultats et discussion

Les courbes contrainte/déformation obtenues à partir des essais réalisés sur cinq éprouvettes sont présentées sur la (figure III.30 a) . On observe un comportement élastique linéaire jusqu'au chargement maximal, suivi d'un comportement non linéaire exprimant le caractère de déformation plastique. La contrainte diminue en fonction de la déformation, qui augmente jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette. On constate que les meilleurs résultats sont obtenus pour des matériaux tissés avec 40% de fraction volumique de renfort pour les deux types de fibres. Une augmentation des modules de Young d'environ 113 % et 60 %, respectivement pour 40 % et 30 % de tissu d'Alfa/époxy. De plus, 40 % et 30 % de tissu hybride/époxy ont généré une augmentation de 105 % et 104 % respectivement. De plus, 40 % et 30 % de Sisal/Époxy tissé ont donné respectivement une augmentation de 79 % et 69 %. Les matériaux renforcés de fibres Alfa présentent un comportement fragile avec un déplacement de $4,60 \pm 0,84$ mm et $3,85 \pm 0,31$ mm pour 40 % d'Alfa/Epoxy et 30 % d'Alfa/Epoxy respectivement par rapport à celui de la résine pure qui est de $17,40 \pm 3,22$ mm.

Quant aux matériaux en fibres de mat (figure III.30 b), à partir des courbes obtenues et du calcul des différents paramètres on peut déduire que le Sisal présente de meilleurs résultats que l'Alfa lorsque le matériau est sollicité en flexion. Il montre également que les composites

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

contenant 30% de fraction volumique de fibres sont meilleurs que ceux contenant 40%. La flexion de la résistance et le module peuvent être calculés comme suit

$$\delta = \frac{3 \cdot F \cdot d}{2 \cdot b \cdot h^2} \quad (\text{III.2})$$

et

$$\varepsilon = \frac{6 \cdot h \cdot D}{d^2} \quad (\text{III.3})$$

Où δ est la contrainte de la fibre externe (MPa) ; F est la force de rupture (N) ; d est la distance entre les supports (mm); b est la largeur de l'éprouvette (mm) ; h est l'épaisseur de l'éprouvette (mm) ; D est la flexion correspondante (mm) et ε est la déformation de la fibre externe.

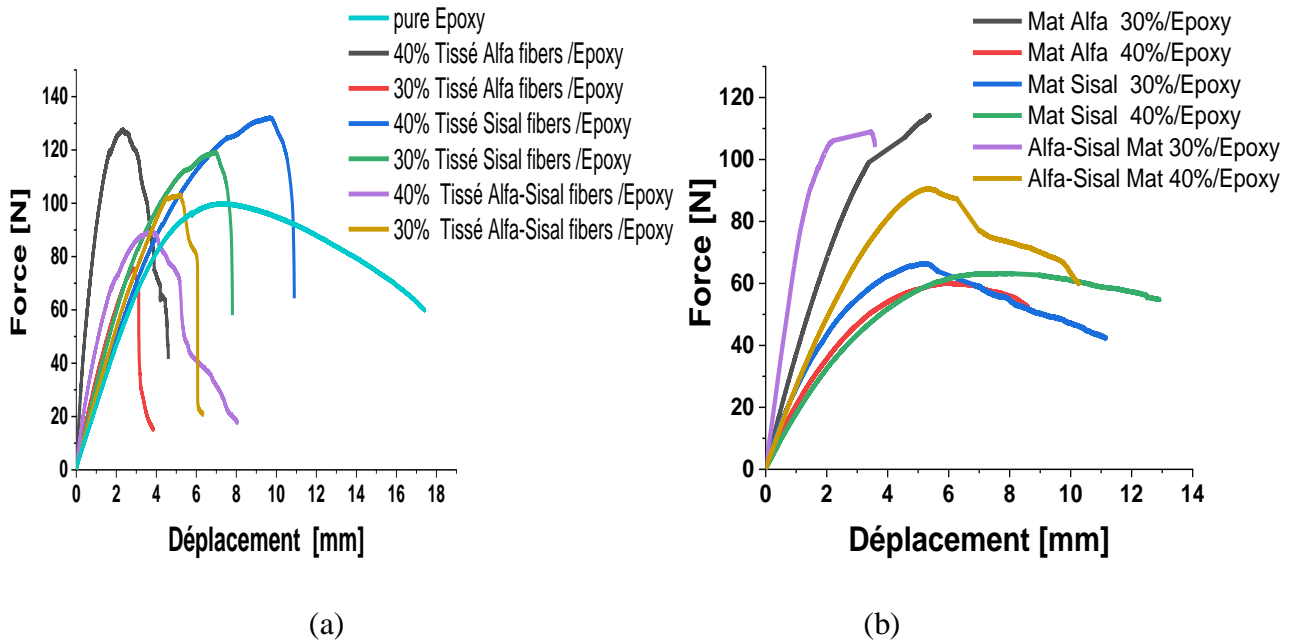


Figure III.30 Courbe force-déplacement: a) mat de fibres b) fibre tissée.

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

Tableau III.9 Caractéristique mécanique en flexion 3 point des différents matériaux.

Samplés	D max (mm)	F max (N)	Résistance à la flexion δ_{max} (MPa)	ϵ_{max} (%)	module de flexion (MPa)	Taux d'amélioration
	17,40±3,22	99,80±16,07	59,88±9,64	0,10±0,02	3165,83±424,52	//
EP/Tissé Alfa fibers 40%	4,60±0,84	127,49±16,68	76,49±10,01	0,03±0,00	6712,16±809,69	113%
EP/ Tissé Alfa fibers 30%	3,85±0,31	75,60±9,24	45,36±5,54	0,02±0,00	5034,39±49,36	60%
EP/ Tissé Sisal fibers 40%	10,89±4,73	132,06±20,08	79,24±12,05	0,06±0,03	5638,00±436,61	79%
EP/ Tissé sisal fibers 30%	7,80±1,24	119,07±12,14	71,44±7,28	0,05±0,01	5346,50±606,11	69%
EP/ Tissé Alfa-sisal fibers 40%	8,03±2,07	88,99±12,52	53,39±7,51	0,05±0,01	6471,84±508,67	105%
EP/ Tissé Alfa-sisal fibers 30%	6,19±1,19	103,05±17,69	61,83±10,61	0,04±0,01	6451,53±660,47	104%
EP/Alfa MAT 40%	3,58±5,35	108,96±6,09	3,58±5,35	0,06±0,03	3405,36±931,10	8%
EP/Alfa mat 30%	8,60±0,94	60,10±23,17	8,60±0,94	0,02±0,005	6814,91±768,33	115%
EP/Sisal MAT 40%	15,51±3,66	65,24±11,32	15,51±3,66	0,09±0,02	3245,46±1323	3%
EP/Sisal MAT 30%	12,91±2,47	63,20±11,97	12,91±2,47	0,06±0,01	5188,03±987,98	64%
EP/Alfa sisal MAT 40%	5,38±7,27	114,16±28,64	5,38±7,27	0,08±0,04	3836,45±1857,69	21%
EP/Alfa sisal MAT 30%	10,26±8,08	90,53±14,08	10,26±8,08	0,05±0,04	6917,55±547,48	119%

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

III.10.3 Essai de compression

une série d'essais de compression a été réalisée afin de vérifier ses propriétés mécaniques à la compression. Les spécimens ont été découpés et réalisés selon la norme EN ISO 14126 (10*120*4) avec une longueur entre les gauges de 10 mm, sur une machine de la Zwick/Roell Z010 équipée d'un capteur de force de 10 kN. Le chargement a été incrémenté à une vitesse de déplacement de 2 mm/min. Le déplacement axial en compression a été mesuré et arrêté après que le déplacement ait dépassé 4 mm. Quatre essais ont été réalisés pour chaque spécimen, les valeurs moyennes de chaque paramètre sont reportées dans un tableau (III-10).



Figure III.31 Essai de compression.

III.10.3.1 Résultats et Discussion

Le comportement force-déplacement de tous les échantillons est représenté sur la figure III-32. Trois zones de comportement peuvent être définies. La première correspond au domaine élastique, cette partie permet de mesurer les caractéristiques élastiques en compression, notamment le module de compression, la contrainte linéaire avec la déformation appliquée. Par la suite, la contrainte appliquée reste constante pendant un intervalle de déformation importante. La troisième zone où le matériau est complètement rompu marque la fin du test. On distingue alors un comportement différent pour les différents types de matériaux. La compression représente un comportement typique d'un matériau rigide (Figure III-32 a). Une rupture à petites déformations de $2,02 \pm 1,13$ mm et $3,034 \pm 1,23$ mm, et une force plus grande de $2883,46 \pm 90,91$ N et $2322,09 \pm 50,29$ N pour 40% d'Alfa tissé /Epoxy et 30% Alfa tissé /Epoxy respectivement. Les matériaux fabriqués à partir de fibres de Sisal présentent un comportement plastique typique de celui du caoutchouc, qui se rampe à des contraintes plus élevées ($3,26 \pm 1,07$ mm pour 40% de Sisal tissé/ Epoxy et $3,99 \pm 0,00$ mm pour 30% de

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

Sisal tissé/époxy) et une force inférieure ($1694,61 \pm 124,83$ N pour 40% Sisal tissé/ Epoxy et $1783,07 \pm 565,16$ N pour 30% Sisal tissé/Epoxy). On remarque que les matériaux hybrides ont un comportement qui lie la rigidité et la plasticité avec de bonnes déformations ($2,49 \pm 0,56$ mm pour 40% Tissé hybride/Epoxy et $3,34 \pm 0,39$ mm pour 30% Tissé hybride/Epoxy) et une force plus grande ($1067,81 \pm 224,38$ N pour 40% hybride tissé/époxy et $1089,62 \pm 179,11$ N pour 30% hybride tissé/époxy).

Pour le matériau composite renforcé à 40% de mat de fibre Alfa (Figure III-32 b), il représente une courbe typique d'un matériau fragile se cassant à une déformation de 3,5 mm et une force supérieure de 2515,61 N, sans présenter de limite d'élasticité comme pour les matériaux plastiques. Quant aux autres matériaux, il représente plutôt une courbe typique, un matériau souple de type caoutchouc qui se brise à de moindres déformations. Contrairement aux essais de traction, les matériaux avec 40% de fraction volumique de fibres montrent de meilleurs résultats que ceux avec 30% de renforcement, car la force exercée sur l'échantillon est opposée, l'agglomération des fibres au sein du matériau permet de mieux résister à la compression. Il faut également noter que l'hybridation des fibres n'améliore pas les propriétés de compression. Les forces de rupture maximales, les déplacements et le module de compression sont indiqués dans le tableau (III-10).ci-dessous.

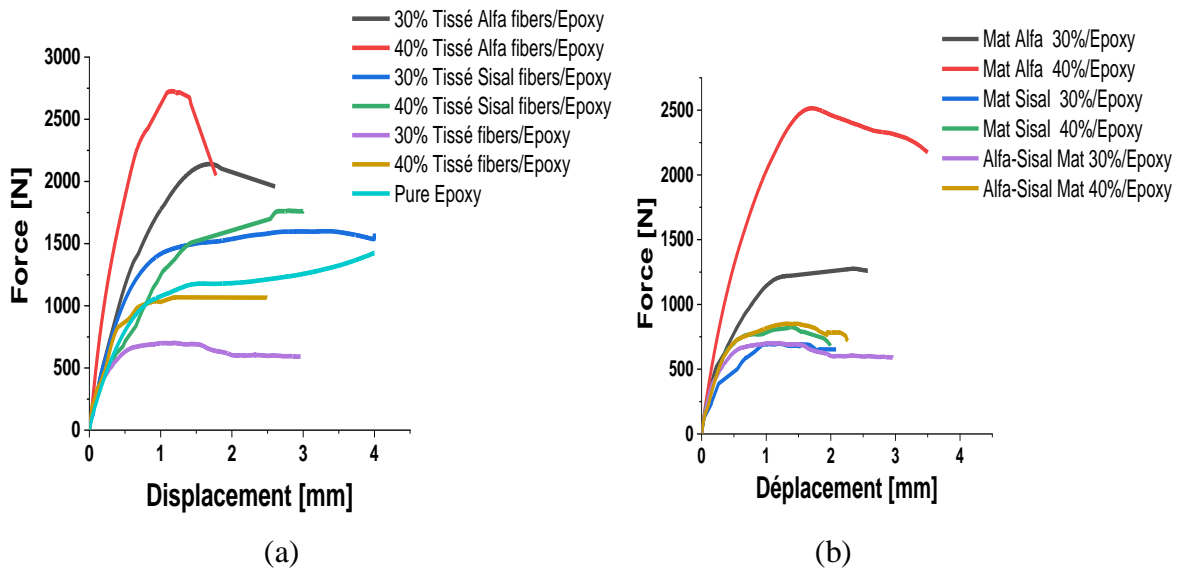


Figure III.32 Courbe de force déplacement des a) tissés b) mat.

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

Tableau III.10 Caractérisation de la compression des époxy tissés et mat renforcés d'Alfa, Sisal et hybride.

Matériaux	Déplacement (mm)	Force (N)	Contrainte de compression (MPa)	Module (MPa)	Taux d'amélioration
Pure Epoxy	3,99±00	1426,12±120,10	35.653	3867,75±198,39	//
40% Woven Alfa /Epoxy	2,02±1,13	2883,46±90,91	72.0865	7016,82±965,36	81%
30% Woven Alfa /Epoxy	3,034±1,23	2322,09±50,29	58.05225	4590,18±608,46	19%
40% Woven Sisal /Epoxy	3,26±1,07	1694,61±124,83	42.36525	5854,74±236,97	51%
30% Woven Sisal /Epoxy	3,99±00	1783,07±565,16	44.57675	5568,22±659,87	44%
40% hybride Woven /Epoxy	2,49±0,56	1067,81±224,38	26.69525	5709,46±450,22	48%
30% hybride Woven /Epoxy	3,34±0,39	1089,62±179,11	27.2405	4584,79±131,63	19%
40% mat of Alfa fibers/Epoxy	3,50±0,09	2515,61±210,53	62,89025	4819,01±418,13	25%
30% mat of Alfa fibers/Epoxy	2,67±0,54	1267,67±77,09	31,69175	4157,04±327,20	7%
40% mat of Sisal fibers/Epoxy	1,99±0,37	862,55±72,69	21,56375	6080,09±264,36	57%
30% mat of Sisal fibers/Epoxy	2,08±0,15	696,91±55,35	17,42275	4076,33±653,87	5%
40% mat of hybride fibers/Epoxy	2,26±0,53	852,50±77,05	21,3125	5446,37±653,87	41%
30% mat of hybrid fibers/Epoxy	2,96±0,41	702,32±33,00	17,558	4535,57±508,60	17%

III.11 Mécanisme de rupture

Le mécanisme de fracture du composite a également été analysé par le microscope électronique à balayage. À partir des images obtenues sur la FigIII. 33, on constate que le renfort est bien incorporé au milieu de la matrice (FigIII.33a) et que les fibres transversales

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

n'ont pas été rompues et ont une bonne adhérence à la matrice (FigIII.33c). On remarque également quelques fissures dans la matrice et la rupture des fibres transversales (FigIII. 33b) laissant quelques trous vides (Fig33. d).

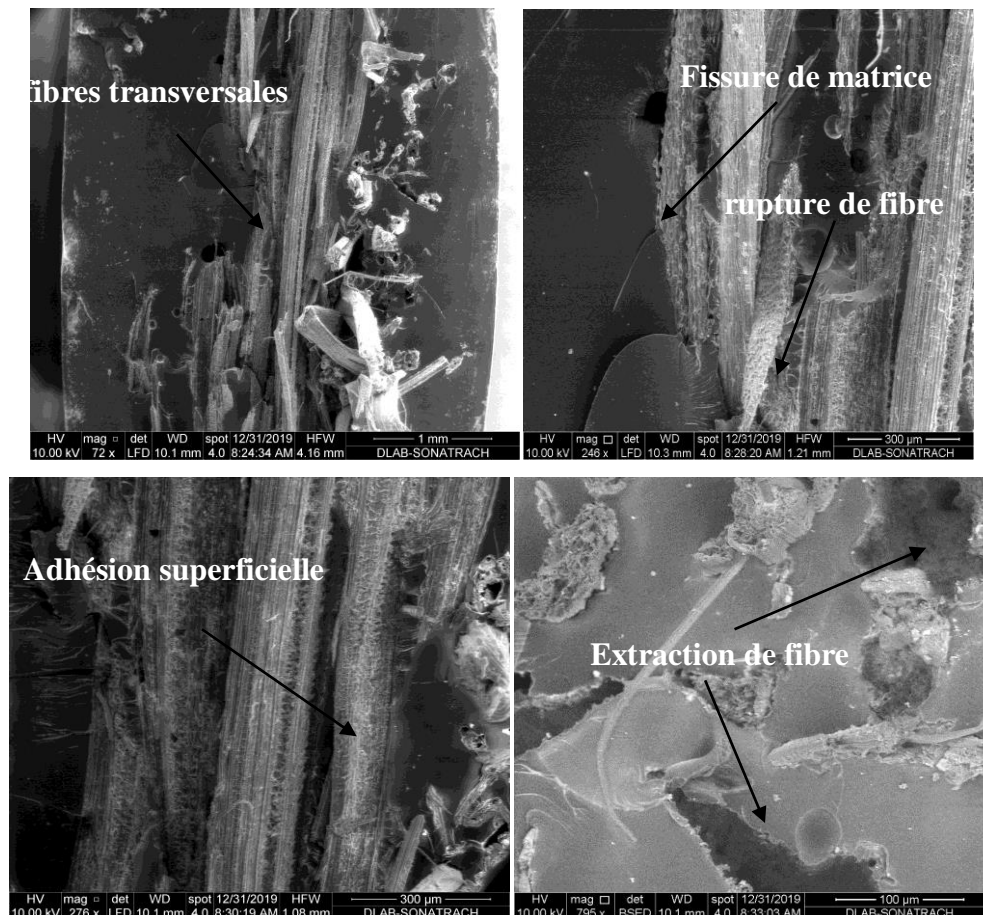


Figure III.33 Observation au MEB du mécanisme de rupture du composite.

III.12 Discussion générale

Les résultats sont évalués par comparaison avec les travaux antérieurs apparentés en introduction et comme suit, ils sont réalisés sur des composites renforcés de fibres naturelles. Bessadok et al. [93] ont traité les fibres Alfa pour le renforcement des composites de polyester insaturé : les effets des traitements chimiques sur les propriétés mécaniques ont amélioré le module d'Young de 1 456 à 1 465 MPa. Ben Brahim et Ben Cheikh ont étudié l'influence de l'orientation des fibres et de la fraction volumique sur les propriétés de traction du composite Alfa-polyester. Le tissu n'étant ni homogène ni tissé et donc difficile à manipuler, les fibres ont été trempées dans une solution aqueuse d'amidon à 20 gL⁻¹ pour éviter toute dispersion [80]. Le module d'Young obtenu à 44% en poids de renfort en fibres Alfa est de 9000 MPa pour un module d'Young spécifique. Cependant, l'enquête de l'auteur n'a pas pris en compte le caractère hydrophile des fibres qui, dans ce travail, s'est révélé significatif. En effet, les

CHAPITRE III Mise en œuvre et caractérisation

fibres Alfa contiennent des quantités d'humidité qui induisent des défauts d'inclusions à l'interface Polyester/Alfa. Dans ce travail, cet inconvénient a été évité en utilisant la VARTM. Mokhtari et al. [104] a réalisé dix matériaux biocomposites par méthode de coulée en utilisant de la fibre de cellulose Alfa comme renfort et des PU biosourcés comme matrices préparées à partir d'huile de jojoba. Le module d'Young maximum obtenu est de 165,4 MPa. Laraba et al. [84] ont développé un panneau sandwich composé d'un noyau à base de fibres Alfa et d'un composite à matrice polymère hybride (jute et maille métallique) comme peau. Le module d'Young obtenu est de 2160MPa. Une revue sur la fibre Alfa (*Stipa Tenacissima L.*) : De l'architecture végétale au renforcement des composites polymères a été réalisée par El-Abbassi et al. [79]. Le module d'Young obtenu est de 3570MPa. Les résultats obtenus ont été comparés à ceux décrits ci-dessus dans tous les cas de matériaux composites avec renfort en fibres courtes ou longues, quel que soit le taux de renfort, et ont montré que le module d'Young de 40% en poids de fibres Alfa/Epoxy tissées est le meilleur.

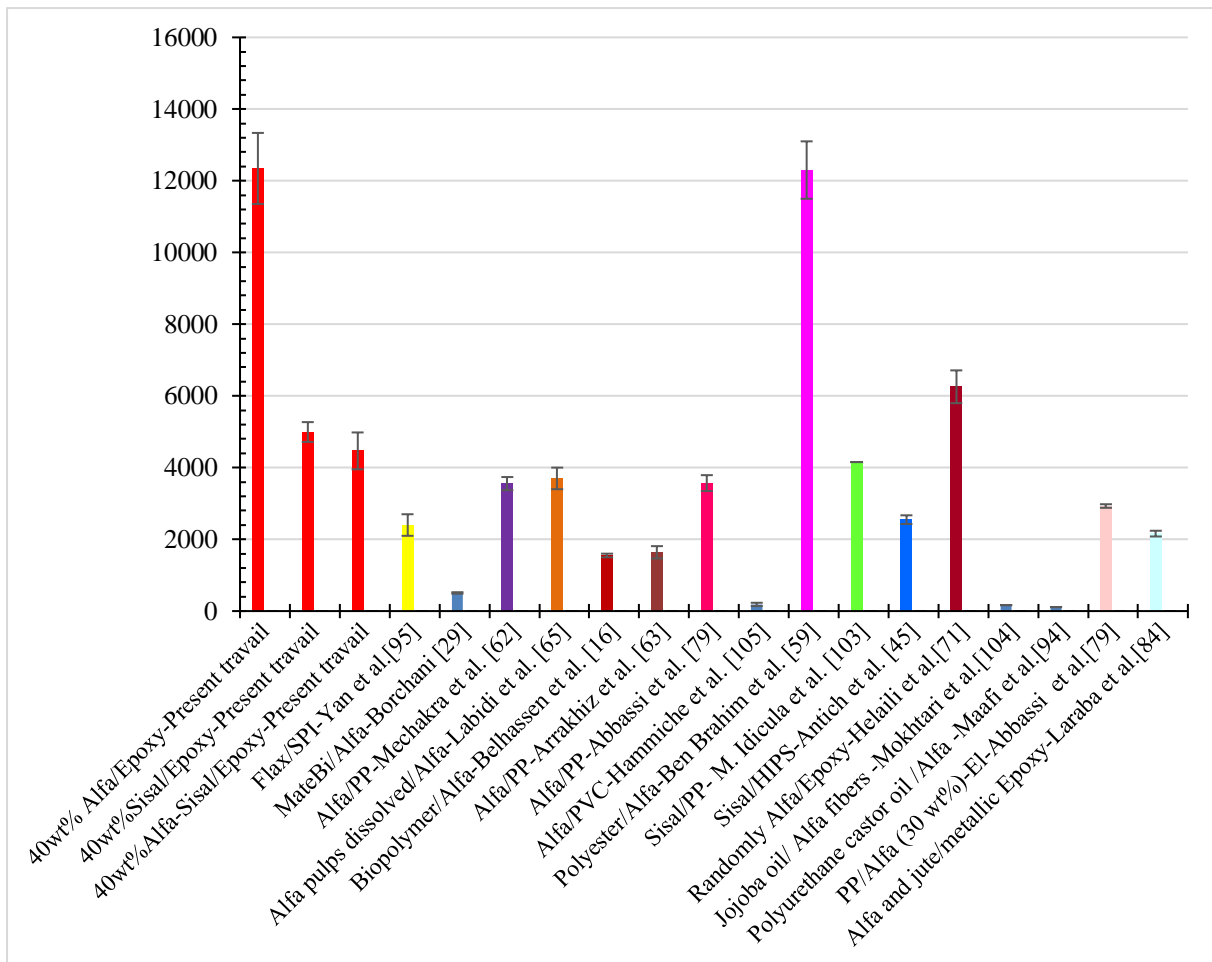


Figure III.34 Comparaison des modules d'Young de composites renforcés par différentes fibres naturelles.

III.13 Conclusion

Cette partie de la thèse a traité le comportement mécanique de composites, constitués d'une matrice de résine renforcée à 30% et 40% avec un tissu satiné et d'un mat avec des fibres longues d'Alfa, Sisal et Hybride Alfa/Sisal. Après extraction, un traitement alcalin optimal à l'hydroxyde de sodium s'est développé dans notre précédente étude (Mechakra et al.[62]). SEM, FTIR et décomposition chimique de chaque type de fibres ont démontré l'efficacité du traitement alcalin. Les analyses chimiques effectuées sur différents types de fibres ont fourni les teneurs en cellulose, hémicellulose et lignine qui ont permis de constater que le taux de cellulose est plus important pour les fibres traitées que pour celles non traitées.

A partir du TGA et du DTG, l'analyse a révélé que le traitement chimique confère une bonne stabilité thermique aux fibres. Les fibres naturelles de renfort permettent un meilleur comportement en stabilité thermique des composites. Les résultats ont montré que l'augmentation de la fraction volumique des fibres augmente la stabilité thermique du composite. DSC a pu quantifier les changements d'enthalpie dans les fibres et les matériaux composites en fonction de la température. Une étude similaire a été menée par Tesfay et al. [88] sur des fibres de Sisal traitées et non traitées. Il a montré une augmentation de la quantité de chaleur en fonction de l'augmentation de la fraction volumique des fibres naturelles. La réaction endothermique des composites étudiés contenant 30% en poids de renfort fibreux est inférieure à celle contenant 40% en poids.

En effet, la quantité d'enthalpie de la résine pure qui est de 100,44 J/g diminue à 21,71 J/g pour 30 % poids d'Alfa/Epoxy et augmente à 42,51 J/g pour 40 % poids d'Alfa/Epoxy ; ce qui est dans le même ordre de croissance pour le Sisal/Epoxy et l'hybride Alfa-Sisal/Epoxy.

Les différents composites ont été élaborés par VARTM. Les résultats obtenus ont révélé une augmentation significative des propriétés mécaniques, en particulier pour 40% en poids de fibres Alfa/Epoxy tissées. Le module d'Young en traction estimé de 12345,17 MPa et le module de flexion de 6712,16 MPa, et le module de compression de 7016,82 MPa qui indiquent une augmentation significative par rapport à la résine époxy pure de 2846,43 MPa en traction (soit 333% taux) et 3165,83 MPa en flexion (soit taux de 113%) et 3867,75MPa en compression (soit taux de 81%) respectivement. Ces résultats ont été confirmés en élargissant la comparaison de nos travaux précédents avec les fibres PP/Alfa courtes ($E=3555\text{MPa}$) [62] et le module d'Young transversal ($E_t=3600\text{MPa}$) du composite Alfa/Polyester [59]

CHAPITRE IV : Caractérisation dynamique

IV.1 introduction

Les matériaux composites à base de fibres végétales suscitent un intérêt croissant en raison de leurs propriétés attrayantes telles que leur légèreté, leur durabilité, leur faible coût et leur empreinte écologique réduite. Malgré ces avantages, leur réponse aux sollicitations dynamiques, notamment aux chocs à basse vitesse et à la fatigue cyclique en traction, reste relativement peu explorée. Cette lacune dans la recherche limite leur application dans divers domaines où une résistance aux chocs et une durabilité sont des critères essentiels, tels que la fabrication de pare-chocs, de casques et de systèmes de protection. La structure sous-fibrillaire distinctive des fibres végétales, similaire à celle des fibres d'aramide, ainsi que leur comportement anisotrope, ont récemment suscité un intérêt croissant dans la recherche. Ceci suggère que les composites à base de fibres végétales pourraient offrir une résistance aux chocs élevée, ouvrant ainsi de nouvelles perspectives dans la conception de composants résistants aux impacts. Parallèlement, il est essentiel de comprendre précisément le comportement en fatigue de ces matériaux pour garantir leur intégrité structurelle et leur fiabilité à long terme, notamment dans des applications industrielles telles que le transport. Dans cette optique, cette étude vise à examiner et à approfondir notre compréhension des essais de choc à basse vitesse et la durée de vie en fatigue cyclique sur les composites à base de fibres végétales, en mettant en évidence les défis, les opportunités et les perspectives futures dans ce domaine prometteur de la science des matériaux.

Cette partie de la thèse aura pour objectif d'étudier les propriétés mécaniques des biocomposites utilisées précédemment sous sollicitation d'impact à différents niveaux d'énergie, et en fatigue de traction à différents niveaux de chargement.

IV.2 Essai d'impact

Un essai d'impact est une méthode expérimentale utilisée pour évaluer la réponse d'un matériau ou d'une structure soumise à un chargement dynamique, généralement sous forme d'un choc ou d'une collision. L'objectif principal de cet essai est de mesurer les propriétés d'absorption d'énergie, la résistance aux chocs, la déformation, la rupture et d'autres caractéristiques importantes du matériau ou de la structure testée. Les essais d'impact sont largement utilisés dans divers domaines, notamment l'aérospatiale, l'automobile, la construction, la défense et les matériaux composites. Ils permettent d'évaluer la résistance et la sécurité des matériaux et des structures dans des conditions réalistes de chargement dynamique, ce qui est essentiel pour concevoir des produits sûrs et fiables.

IV.2.1 Technique d'essai d'impact tour de chute

Dans un dispositif d'essai de tour de chute, un impacteur hémisphérique en général est placé sur une traverse glissant le long des rails de guidage verticaux, peut être lâché à des hauteurs ou avec des masses variables. Il est instrumenté avec divers capteurs tels que des accéléromètres ou capteurs de force. L'échantillon à tester est placé sur un socle et maintenu avec un dispositif de bridage. Dans un essai de chute, l'énergie potentielle gravitationnelle de l'objet en chute est convertie en énergie cinétique à mesure qu'il tombe. Lorsque cet objet entre en collision avec l'échantillon à tester, une partie de son énergie cinétique est transférée à l'échantillon. Cette énergie peut être absorbée par l'échantillon pour causer des déformations ou des dommages, ou elle peut être dissipée sous forme de chaleur, de vibrations ou de déformation plastique. La capacité de l'échantillon à absorber cette énergie et à résister aux dommages est évaluée pendant l'essai. Voici les principaux concepts liés à l'énergie dans un essai de chute :

Énergie potentielle : L'énergie potentielle gravitationnelle d'un objet dépend de sa masse, de la gravité et de la hauteur à laquelle il est situé. Lorsqu'un objet est soulevé à une certaine hauteur, il possède une énergie potentielle qui peut être convertie en d'autres formes d'énergie lorsque l'objet tombe. Elle est évaluée par la formule suivante : $E_p = m * g * h$

Énergie cinétique : L'énergie cinétique d'un objet en mouvement dépend de sa masse et de sa vitesse. Lorsqu'un objet tombe, son énergie potentielle est convertie en énergie cinétique à mesure qu'il accélère vers le bas. Elle est calculée par la formule suivante $E_c = 0.5 * m * v^2$

Énergie absorbée : Lorsque l'échantillon est impacté par l'objet en chute, une partie de l'énergie cinétique est absorbée par l'échantillon pour déformer, endommager ou se rompre. Cette énergie absorbée contribue à réduire la vitesse de l'objet et à atténuer l'impact. Elle est généralement calculée en mesurant la différence d'énergie cinétique de l'objet avant et après l'impact. $E_{abs} = \Delta E_c = E_{c_avant} - E_{c_après}$

Énergie dissipée : Une partie de l'énergie cinétique est dissipée sous forme de chaleur, de vibrations ou de déformation plastique de l'échantillon pendant l'impact. Cette énergie dissipée ne contribue pas à l'endommagement de l'échantillon mais réduit l'énergie transférée à celui-ci. $E_{diss} = E_p - E_{abs}$

Énergie d'endommagement : Il s'agit de l'énergie nécessaire pour causer des dommages permanents à l'échantillon, tels que la rupture ou la déformation irréversible. Cette énergie dépend de la résistance du matériau à l'impact et de sa capacité à absorber l'énergie sans se rompre. Cette valeur n'a pas de formule universelle simple et peut dépendre de nombreux

facteurs, y compris la résistance du matériau, la géométrie de l'échantillon et la nature de l'impact.

Dans un essai de chute, ces différents aspects de l'énergie sont mesurés ou évalués pour comprendre la réponse de l'échantillon à l'impact et pour caractériser sa résistance aux chocs.

IV.2.2 Propriétés mécaniques

Au cours de la dernière année, la croissance et l'innovation des composites polymères renforcés de fibres naturelles a eu un impact considérable sur la recherche. Cette croissance rapide justifiait leurs propriétés par rapport aux composites de fibres synthétiques bon marché et leurs impacts environnementaux réduits. Ainsi les matériaux ont des applications potentielles dans les différents secteurs de l'ingénierie et des efforts considérables ont été fait pour améliorer leurs performances. En apportant des modifications qui permettent d'augmenter leur capacité. Le but de cette revue est de mettre en évidence les tendances de la recherche et du développement sur les composites renforcés de fibres naturelles et ses performances durant ces dernières Années.

Sya et al.[105] ont étudié la caractérisation de l'impact à faible vitesse de stratifiés lin/époxy unidirectionnels et à plis croisés. Des tests d'impact à faible vitesse ont été utilisés pour caractériser la réponse à l'impact des matériaux et la simulation numérique dans LS-DYNA pour développer un modèle informatique. Les éléments de coque mince et les éléments solides 3D permettent respectivement de modéliser le matériau et l'impacteur. Le modèle matériau MAT 54/55 (Tsai-Wu) a été utilisé pour modéliser les plis. Les résultats ont montré que les composites unidirectionnels sont moins efficaces pour supporter les charges d'impact que les composites à couches croisées. Les stratifiés lin/époxy ont montré un comportement fragile à l'impact. Dans des conditions dynamiques, un certain degré d'écroutissage se produit, qui peut être idéalisé comme un comportement élasto-plastique et un comportement de non-linéarité des fibres de lin.

Zhou et al.[106] ont étudié les propriétés d'impact à faible vitesse des composites textiles auxétiques 3D et les ont comparées à celles des composites non auxétiques. Les résultats ont montré que le composite textile auxétique 3D offre de meilleures performances de protection contre les chocs. il se comporte beaucoup plus doucement et a une absorption d'énergie plus faible sous compression quasi-statique. Cependant, la différence de comportement mécanique au test de choc entre les composites textiles auxétiques et non auxétiques diminue en raison de la réduction de l'effet du coefficient de Poisson négatif du composite textile auxétique.

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

Ahmed et al. [107] ont identifié de nombreux facteurs de tolérance aux dommages et de résistance aux chocs des composites renforcés de fibres naturelles, tels que l'architecture des fibres, la géométrie, le traitement de surface et les nouvelles techniques d'amélioration. La résistance mécanique et aux chocs des fibres ductiles est améliorée en choisissant le renfort matriciel approprié et en utilisant des techniques alternatives en combinant des fibres avec des stratifiés métalliques. Cependant, il est assez difficile de le prédire dans les fibres naturelles car sa nature hydrophile peut affecter l'adhésion à une matrice polymère hydrophobe.

Martins et al. [108] ont montré que les composites tuftés se sont révélés influents dans l'augmentation de la résistance aux dommages lors des essais d'impact, réduisant ainsi la propagation des fissures dans une zone plus petite. Le touffetage transversal a réduit la zone endommagée d'environ 4 fois lors d'un impact de 60 J. Le renfort tufté empêche l'ouverture des plis lors du délaminage sous charges de compression. Le touffetage transversal s'est avéré plus efficace pour augmenter la ténacité à la rupture.

Ude et al. [109] ont étudié la réponse à l'impact d'un composite renforcé de fibres naturelles tissées Bombyx mori/époxy comme feuille de face avec un nid d'abeille, une mousse et un coremat comme matériaux d'âme sandwich. Une comparaison des capacités portantes, de l'absorption d'énergie et du mécanisme de rupture des panneaux composites sandwich RWNSF/Epoxy soumis à un poids d'impact en cas de chute a été évaluée. L'échantillon RWNSF/Epoxy/Mousse a montré une plus grande capacité d'absorption d'énergie entre autres configurations.

Hamamoussa et al. [110] ont étudié la réponse aux chocs à faible vitesse de panneaux de polymère orthogrid renforcés de fibres courtes d'Alfa par analyse expérimentale et numérique. Il a été observé que le traitement chimique n'a pas affecté la composition chimique de l'Alfa. La caractérisation des échantillons a montré que la fibre La fraction volumique de la fibre et la nature de la résine ont un impact sur les propriétés mécaniques des composites. Les résultats de l'expérience ont montré que les échantillons avec Medapoxy sont plus ductiles, tandis que les composites avec époxy Araldite sont plus fragiles et élastiques. De plus, l'énergie absorbée par Medapoxy/Alfa sous un impact à faible vitesse est supérieure à l'énergie absorbée par le matériau époxy/AlfaAraldite, moins ductile.

Suresh et al. [111] ont mené une étude expérimentale sur des composites à matrice PU renforcés de fibres de jute. Le comportement en traction des composites développés a été analysé. Les résultats de l'expérience ont montré que le renforcement des fibres de jute avec

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

une matrice polymère PU a considérablement augmenté sa résistance à la traction et sa durabilité.

Murugan et al.[112] fabriqué avec des fibres tissées d'aelovera/chanvre/lin et un treillis métallique SiC avec des moustaches nano SiC modifiées en résine époxy pour obtenir les hautes performances des composites hybrides naturels.

La modification de la surface du silane permet d'améliorer les propriétés mécaniques et le comportement aux chocs à faible vitesse. les fibres de chanvre offrent des propriétés mécaniques améliorées. Les résultats des dommages causés par les impacts à faible vitesse ont montré que les plaques modifiées en surface produisaient une pénétration minimale du pénétrateur par rapport au composite de renfort époxy reçu.

Li. Et al. [113] ont étudié les comportements d'impact et de compression à basse vitesse des composites FFRP avec trois séquences de superposition qui ont été comparées à celles des composites GFRP. Les conclusions suivantes peuvent être tirées : Les composites FFRP à couches croisées présentaient la résistance aux chocs la plus élevée mais l'efficacité d'absorption d'énergie la plus faible. La résistance à la pénétration du composite FFRP était inférieure à celle du composite GFRP avec la même séquence d'empilement, en raison de la rigidité et de la résistance plus élevées ainsi que de l'allongement élevé à la rupture des fibres de verre. Les performances CAI des composites FFRP croisés étaient supérieures à celles des composites avec des séquences de stratification de [0/30/60/90 / - 30 / - 60] 2s et [0/45/90 / - 45] 3s.

Sun et al.[114] ont étudié l'usure par impact et le comportement de réponse d'interface d'un stratifié CFRP sous différents niveaux d'énergie d'impact initial. Lorsque l'énergie d'impact est modifiée en fonction de la vitesse d'impact initiale, la valeur maximale de la force de contact d'impact augmente linéairement avec la vitesse d'impact et le temps de contact diminue légèrement avec l'augmentation de la vitesse d'impact. Le coefficient de rigidité est d'autant plus faible que la vitesse d'impact est élevée. Cependant, à différentes vitesses d'impact, la modification du coefficient d'amortissement n'est pas significative.

Abida et al. [115] ont traité le comportement viscoplastique du composite époxy renforcé de fibres de lin quasi-unidirectionnelles. Des essais de traction à différentes vitesses ont été menés pour modéliser le comportement viscoplastique anisotrope d'un composite renforcé de fibres de lin en utilisant le critère de Hill. Ensuite, une identification de la loi Johnson-Cook optimisée a été réalisée. Les résultats numériques ont montré que la vitesse d'impact a une grande influence sur la réponse de la plaque composite.

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

Priyanka et al. [116] ont traité des études expérimentales et analytiques sur le comportement mécanique et aux chocs de composites textiles hybrides constitués de para-aramide haut module / haute résistance (fibres de Kevlar), de fibres de carbone à haute rigidité et fibres de verre à haute déformation et d'un matériau thermoplastique ou matériau de matrice thermodurcissable. La conception analytique par éléments finis ou modélisation mathématique montre un bon accord avec les résultats expérimentaux concernant l'absorption d'énergie, les limites balistiques, le coefficient de restitution et le niveau de pénétration dans la cible composite textile hybride.

Gassan et Bledzki[117] ont étudié l'influence de l'adhésion fibre-matrice dans du polypropylène renforcé de fibres de jute sur le comportement des matériaux sous charges de fatigue et d'impact. En tant qu'agent de couplage, le copolymère MAH-PP a été utilisé pour traiter la surface des fibres afin d'améliorer la qualité de l'interface. Il a été démontré qu'une interface forte est liée à un module dynamique plus élevé et à une réduction de la dégradation de la rigidité avec l'augmentation des cycles de charge et des contraintes maximales appliquées.

L'objectif du travail de Chaker et al. [118] consiste à utiliser l'élément coque solide pour prédire la réponse à faible vitesse sur des matériaux composites orthotropes tels que l'époxy renforcé avec un tissu de lin quasi unidirectionnel. Cette contribution vise à valider le modèle éléments finis dans le cas de matériaux orthotropes. Les résultats d'impact obtenus sont bien corrélés aux résultats numériques dans lesquels dix éléments solides sont appliqués dans le sens de l'épaisseur.

Adésina et al. [119] ont exploré la résistance mécanique de poutres de pare-chocs à base de polymère contenant des fibres naturelles dans leur renfort. L'hybridation de la fibre naturelle (traitée ou non) avec la fibre synthétique produit une synergie permettant d'améliorer les propriétés mécaniques du composite polymère, telles que la traction et la flexion, par rapport à l'utilisation de fibres naturelles seules comme amélioration.

Nasir et al. [120] ont conclu de leur étude que l'échantillon avec plus de couches de carbone externes avait la résistance à la flexion la plus élevée que les autres séquences en raison de la rigidité élevée du renfort en carbone. L'analyse SEM a montré que la défaillance des fibres impliquait un flambage, un arrachement et un délaminage, tandis que la défaillance de la matrice se produisait sous forme de fragmentation.

Habibi et al. [121] ont examiné la tolérance aux dommages et l'évolution des dommages dus à la rupture par compression d'un composite de lin non tissé à l'aide d'essais de compression

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

après impact. L'effet de l'énergie d'impact et l'influence de la forme de l'impact, de la zone de délaminage et de la pénétration de l'impacteur, sur le comportement en compression ont été traités ; ainsi que la forme de l'impact et l'énergie d'impact sur la résistance résiduelle et corrélée aux dommages induits par l'impact.

Nayak et al.[122] ont étudié les composites de fibres naturelles utilisés dans les armures de protection pour des applications balistiques telles que les gilets pare-balles. Il couvre une gamme de fibres allant du lin, du basalte, du curaua, du kéna, de l'aramide, du jute, de la fibre de coco et du chanvre. Les résultats sont comparés à des matériaux standards tels que le Kevlar utilisé dans les blindages balistiques. Les composites hybrides sont considérés comme présentant des propriétés supérieures aux composites à fibres naturelles simples. Les fibres naturelles constituent une alternative écologique et économique aux composites existants.

Jabbar et al. [123] ont utilisé les déchets de fibres de jute non traités et traités chimiquement pour préparer des tissus non tissés aiguilletés. Les déchets de fibres de jute traités ont également été utilisés pour extraire la nanocellulose par pulvérisation, suivie d'une hydrolyse acide. Les morphologies de surface des fibres de jute traitées et de la nanocellulose ont été caractérisées par diffraction des rayons X. Les propriétés de traction, de flexion, de chute de poids et de compression après impact des composites préparés ont été étudiées. Les résultats ont révélé l'amélioration des propriétés mécaniques après traitements chimiques et revêtement en nanocellulose.

Torabizadeh et Shokrieh[124] ont appliqué une méthode analytique pour étudier les effets de la vitesse de déformation, des basses températures et de la direction de l'impact sur l'absorption d'énergie des stratifiés composites polymères. Ils ont conclu qu'en diminuant la température par rapport à la température ambiante, l'énergie maximale absorbée diminuait d'environ 25%, l'indice géométrique des éprouvettes avait une influence significative sur la capacité d'absorption énergétique du composite. L'impact, le mécanisme de rupture et l'énergie absorbée étaient différents pour la charge d'impact longitudinale et transversale, l'énergie initiale absorbée par l'échantillon jusqu'à la rupture et l'absorption d'énergie totale ont diminué de manière significative.

Krishnan et al. [125] ont mené une enquête sur la fabrication de stratifiés composites C. juncea L. (Sunhemp)-polyester non traités et traités alcalin et sur l'évaluation des propriétés de traction, de flexion, d'impact et de dureté selon l'ASTM. Il a également été observé que la résistance à la traction, à la flexion et aux chocs des composites Sunhemp-polyester traités avec NaOH est supérieure à celle des composites Sunhemp-polyester non traités en raison de

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

la nature hydroscopique du NaOH. Zhou et al. [106] Six types de composites hybrides bambou/fibre de verre vinylester avec différentes couches ont été préparés par le procédé d'infusion de résine sous vide (VARI). Le comportement en flexion, pendule, impact à basse vitesse et compression post-impact de composites bambou/fibre de verre structurés à six couches a été étudié et il a été conclu que la résistance à la flexion et la résistance aux chocs des six structures sont cohérentes. De haut en bas, $A1 > A2 > A5 > A3 > A4 > A6$, dans lequel le bilan de performances structurelles de A5 est le meilleur. L'énergie d'absorption de la structure A5 est la plus petite sous une énergie d'impact de 7J. Le rapport de force de A6 est augmenté de 371,38 %. Sous une énergie d'impact de 7J, la structure A5 n'est que 52,25 % inférieure à la structure A1.

Edison et al. [126] ont préparé des composites hybrides en incorporant des micro- et nano-charges dans du PEHD renforcé de fibres courtes de Kevlar. Les charges utilisées sont des microparticules de bois naturel de palmier chonta et de farine de pomme de terre, ainsi que des nanoparticules synthétiques de silice colloïdale et d'alumine gamma. La structure cristalline des échantillons témoins n'est pas affectée par l'ajout de charges particulières. L'ajout de micro-nano-charges HDPE renforcées de fibres courtes de Kevlar augmente la résistance à l'impact dynamique et l'absorption d'énergie lors d'un impact balistique. En revanche, l'ajout de ces nanocharges entraînait une perte de ductilité et une diminution de la résistance à la traction.

Sarasini et al. [127] ont traité expérimentalement la résistance aux dommages des nouvelles structures sandwich avec du liège aggloméré comme noyau et des stratifiés lin/époxy comme feuilles de surface soumises à des impacts à faible et haute vitesse et par rapport à un sandwich similaire ayant une mousse synthétique comme noyau, à savoir Rohacell. ® 110WF. Les résultats ont montré que le liège aggloméré peut être une alternative renouvelable aux matériaux en mousse synthétique traditionnels en raison de son comportement mécanique inhérent et particulier. L'utilisation de liège aggloméré dans une structure composée de deux minces stratifiés lin/époxy a également abouti à une limite balistique normalisée comparable à celle offerte par les matériaux en mousse synthétique.

Khalili et al.[98]ont implémenté une nouvelle procédure de calcul basée sur la théorie de la coque sandwich d'ordre élevé pour analyser l'impact à faible vitesse sur des coques sandwich composites cylindriques circulaires à âme flexible transversalement. La procédure proposée est validée par comparaison des prédictions numériques avec les résultats expérimentaux disponibles dans la littérature.

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

Sathyaseelan et al. [128] ont conclu dans leur étude que les stratifiés fabriqués avec de la fibre de kénaf comme matériau de peau et intermédiaire avec des couches centrales de fibres d'arc étaient meilleurs en termes de résistance à la traction, de résistance à la flexion et de dureté. Tandis que les stratifiés hybrides fabriqués avec de l'areca comme couche externe et du kénaf comme couche alternative et centrale pourraient absorber une bonne résistance à la compression et une bonne énergie d'impact.

Ratna et al.[129] ont découvert dans leurs expériences que le module de traction moyen des composites fibre de canne sauvage/polyester remplis de nanoargile est augmenté à 2,26 Gpa, à 38 % du volume de fibre et le module de flexion moyen des composites fibre de canne sauvage/polyester chargés de nanoargile. est augmenté à 4,192 Gpa à 41% volume de fibre. La résistance moyenne aux chocs des composites de fibres de cannellier sauvage est augmentée à 376,7 J/m pour une fraction volumique de 39 %.

Mao et Zhang [130] ont traité dans leur étude, un modèle dynamique par éléments finis est proposé pour simuler l'évolution des dommages des stratifiés cousus soumis à un impact à faible vitesse. . Les fibres de titching améliorent la résistance aux chocs à faible vitesse et les propriétés de résistance à la compression résiduelle des composites stratifiés.

Ali et al. [131] ont développé une planche anti-balistique à partir de couches de polyester renforcées de fibres de ramie synthétiques en Kevlar. deux panneaux séparés en polyester renforcé de 8 Kevlar-huit ramie ont arrêté de manière significative les projectiles à 623,9 m/s avec une épaisseur de cible de 15 mm. Le mode de défaillance observé comprend l'arrachement des filaments de Kevlar, la rupture des fibres et le délaminage des couches.

Midani et al.[132] ont traité un maillage fibreux naturel Tururi (*Manicariasaccifera*Gaertn.) qui protège les fruits du palmier amazonien Ubuçu. le premier facteur à considérer est le nombre de couches qui ne doit pas dépasser un certain seuil au-delà duquel la pénétration de la résine devient altérée. Le deuxième facteur est le pourcentage d'étirement, qui doit être minimisé pour maintenir une fraction volumique de fibres plus élevée. L'orientation des fibres doit être aléatoire pour améliorer la résistance aux chocs, le mécanisme de rupture et la tolérance aux dommages de la structure.

Jia et al. [133]. ont conclu que la fibre de basalte Renford pourrait améliorer légèrement la résistance aux chocs des matériaux à base de ciment. Le tissu de basalte pourrait améliorer considérablement la résistance aux chocs du béton

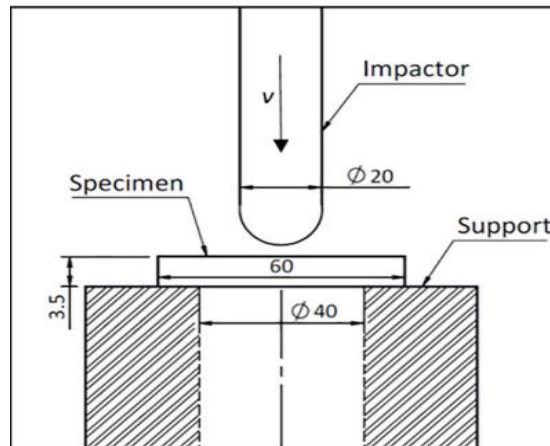
IV.2.3 Comportement à l'impact des composites

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

La caractérisation de l'impact des biocomposites étudiés a été réalisée avec des essais de masse tombante en chute libre, qui sont des essais effectués à faible vitesse. Ces tests d'impact ont été réalisés à l'aide d'une machine d'essai IMATEK M10 Plus, spécialement conçue selon les normes ASTM D7136. L'appareil est équipé d'un système d'acquisition de données connecté à un ordinateur standard. La machine est équipée d'un impacteur ayant une pointe hémisphérique d'un diamètre nominal de 20 mm et d'une masse tombante de 9,606 kg ainsi qu'un système anti-rebond. Pendant les tests, les échantillons carrés de dimensions 60×60mm ont simplement été placés sur un anneau métallique rigide ayant un diamètre intérieur de 40 mm. la pointe hémisphérique de l'impacteur tangente l'éprouvette pour constituer le point zéro de référence de pénétration. La hauteur de chute de l'impacteur à ce niveau constitue l'énergie apportée par le choc. Pour l'acquisition de données, le temps d'enregistrement est de 30 ms, la puissance des données est de 4 000 points.



(a)



(b)

Figure IV.1 (a) Machine d'essai type IMATEK M10 et système de support avec impacteur et (b) dessin schématique.

Pour chaque type de stratifié biocomposite considéré, différentes valeurs de l'énergie d'impact (E_i) ont été obtenues en ajustant correctement la hauteur initiale de chute. En particulier, les tests pour chaque type de biocomposite ont été menés en augmentant progressivement l'énergie d'impact jusqu'à ce que la pénétration complète de l'échantillon soit observée. En pratique, des énergies d'impact allant de 5 à 25 J, avec des vitesses d'impact variant d'environ 1,0015 à 2,0147 m/s, ces énergies incidentes ont été choisies pour créer des dommages allant jusqu'à la perforation totale du spécimen dans le but de comparer les performances de ces matériaux lorsqu'ils sont soumis à l'impact. Trois spécimens pour chaque biocomposite ont été examinés, environ 108 tests d'impact ont été réalisés.

La machine d'essai fournit la force d'impact $F_i(t)$ que l'impacteur applique à l'éprouvette pendant l'essai, ainsi que son déplacement correspondant $s(t)$ mesuré à partir de la position d'impact initiale. À partir de ces mesures, l'énergie totale E_a absorbée par l'échantillon et l'énergie de retour élastique possible $E_{e,r}$ peuvent être immédiatement calculées en intégrant la courbe force-déplacement $F_i(s)$, dont les caractéristiques sont généralement étroitement liées au matériau examiné.

Pour étudier le comportement et identifier les caractéristiques d'un matériau composite sous impact basse vitesse, il est essentiel d'analyser trois principales courbes, afin de comprendre la réponse de l'impact sur les échantillons.

- Courbe Force-déplacement et Force-temps : La figure IV.2 montre la forme typique de la courbe $F_i(t)$ et $F_i(s)$ fournis par l'interface de l'essai de choc du stratifié biocomposite n'entraînant qu'un dommage partiel au stratifié. À partir de la courbe force-temps $F_i(t)$, il

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

est possible d'identifier trois phases qui permettent de déterminer des paramètres caractéristiques :

la première force d'impact causant les premiers dommages, qui correspond au point de la courbe où la première réduction brusque de charge se produit. ensuite la force maximale ou force d'impact maximale la force de réduction de charge monotone, qui correspond au point où la courbe devient décroissante de manière monotone. En cas de dommages partiels des éprouvettes examinées (absence de perforation complète), comme c'est le cas examiné, ce dernier point caractéristique correspond en pratique au point de départ du rappel élastique. Ainsi, dans le diagramme de la courbe $F_i(t)$ figure IV-2 b, il est possible d'identifier quatre zones différentes:

la zone I, comprise entre l'origine et la première force d'impact causant des dommages, correspondant au comportement élastique du matériau,

la zone II, correspondant aux dommages élastoplastiques progressifs jusqu'à ce que la force maximale soit atteinte,

la zone III, correspondant aux dommages élastoplastiques successifs après l'atteinte de la force max de l'impact, et

la zone IV au-delà, correspondant au retour élastique de l'éprouvette.

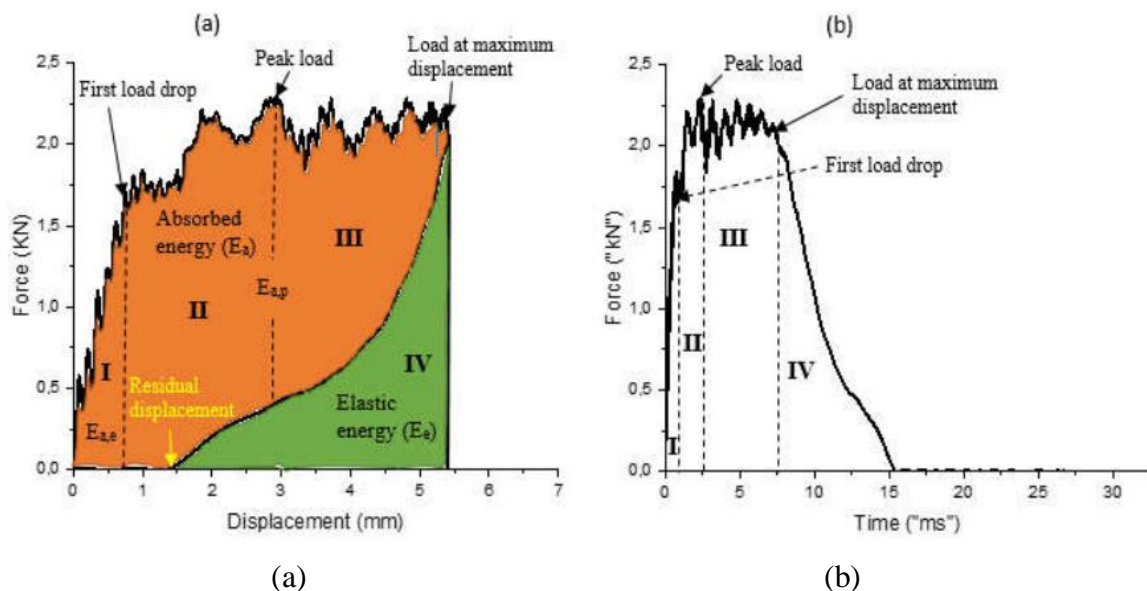


Figure IV.2 (a) Courbe charge-déplacement et (b) Courbe charge-temps d'un échantillon non perforé.

Ces valeurs de force caractéristiques et les zones relatives définies précédemment peuvent également être observées dans le diagramme de la courbe $F_i(s)$ présenté dans la figure IV-2 (a), où l'intégration de ses zones correspondent à des valeurs d'énergie caractéristiques.

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

Tout d'abord, il convient de noter que l'obtention d'un diagramme fermé (se produit sous de faibles énergies d'impact où l'impacteur rebondit sur l'échantillon sans lui causer de dommages), et l'intégrale fermée représente l'énergie totale E_a absorbée par l'éprouvette. Notamment, l'aire correspondant à la zone I représente l'énergie absorbée élastique $E_{a,e}$ absorbée par l'éprouvette dans la phase élastique, tandis que l'aire correspondant aux zones II + III représente l'énergie absorbée plastique $E_{a,p}$ dissipée par des processus d'endommagement élastoplastiques. Enfin, l'aire correspondant à la zone IV représente l'énergie $E_{e,r}$ associée au retour élastique de l'éprouvette.

En termes quantitatifs, l'énergie $E_{a,e}$ absorbée dans la phase élastique est d'environ 25 % de l'énergie d'impact, tandis que l'énergie $E_{a,p}$ dissipée dans la phase élastoplastique est d'environ 50 % de l'énergie d'impact, soit environ le double de l'énergie élastique. De plus, l'énergie $E_{e,r}$ caractérisant le retour élastique de l'éprouvette représente également environ 25% de l'énergie d'impact. Par conséquent, l'absorption d'énergie totale E_a , équivaut à environ 75 % de l'énergie d'impact totale.

En cas d'endommagement complet de l'éprouvette (lorsque le percuteur perce entièrement le spécimen), les tendances des diagrammes de $F_i(t)$ et $F_i(s)$ diffèrent de ceux présentés précédemment sur les figures IV.3. En effet, dans ce cas, le retour élastique devient négligeable ou nul et F_{MAX_i} coïncide pratiquement avec F_{MLR_i} (réduction de charge monotone). Cela est illustré, par exemple, dans la figure IV.3

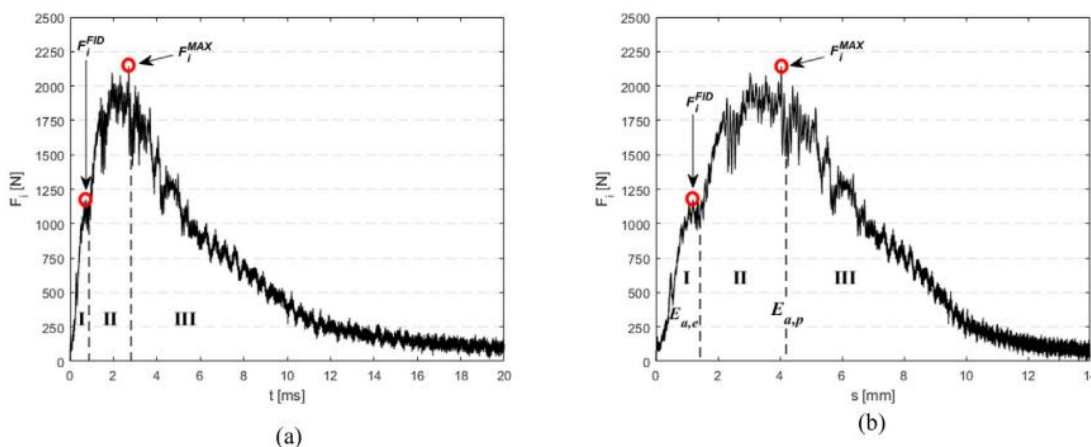


Figure IV.3(a) Courbe charge-temps et (b) courbe charge-déplacement d'un échantillon perforé.

Dans ce cas, seules les trois premières phases sont observées (la phase IV n'existe pas) et la phase III est caractérisée par une courbe $F_i(s)$ tendant vers zéro pour la valeur maximale de s (perforation totale). Évidemment, dans le cas de la pénétration complète, l'énergie totale

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

absorbée par le spécimen, correspondant à l'aire totale sous la courbe $F_i(s)$, représente la résistance aux chocs E_s de l'éprouvette.

- Courbe Energie-temps

Les courbes d'absorption d'énergie en fonction du temps sont des représentations graphiques des réponses de choc, illustrant les cas de rebond ou de perforation. Dans un scénario de rebond (figure IV-4 (a)), où la réponse force-déplacement est fermée ou semi-fermée, l'énergie cinétique initiale de l'impacteur est d'abord entièrement absorbée par le matériau. Ensuite, une partie de cette énergie absorbée est restituée à l'impacteur en raison de la résilience élastique du matériau. Par conséquent, l'énergie finale absorbée est inférieure à l'énergie initiale de l'impact. La relation entre E_i , E_e et E_a peut alors s'écrire comme suit : $E_i = E_e + E_a$.

En revanche, dans le cas où l'impacteur perce le spécimen (figure IV-4 (b)), correspondant à une réponse force-déplacement de type ouvert, l'énergie d'impact dépasse la capacité d'absorption d'énergie du matériau. L'impacteur conserve toujours une énergie cinétique résiduelle après avoir perforé le matériau, ce qui se traduit par une énergie d'impact supérieure à la capacité d'absorption d'énergie du matériau.

Ces courbes d'absorption d'énergie en fonction du temps offrent des informations essentielles sur la capacité du matériau à absorber l'énergie lors d'un choc et sur sa réponse face à des conditions de rebond ou de perforation. Elles permettent de comprendre le comportement du matériau en termes de résilience, de ténacité et de capacité à résister aux impacts.

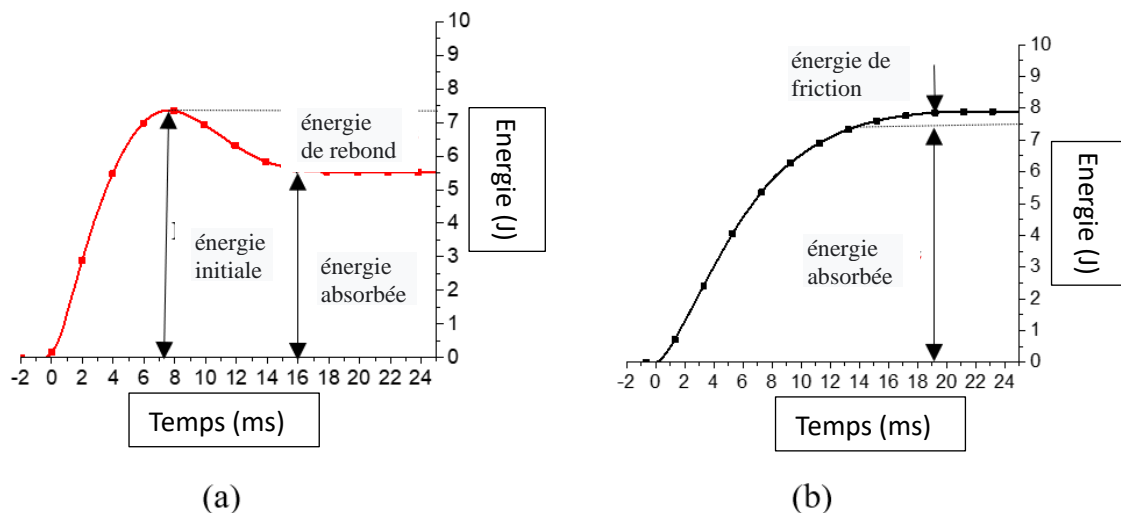


Figure IV.4 Courbes d'absorption d'énergie et de force de contact en fonction du temps (a) avec rebondissement et (b) avec perforation.

IV.2.3.1 Résultats et discussion

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

Les résultats des essais de choc réalisés en variant le drapage du stratifié (tissée et mat), la fraction volumique de fibres (30% et 40%), et l'énergie d'impact (5J, 7J, 10J, 25J) sont synthétiquement représentés et ne analyse détaillée de ces résultats pour chaque type de stratifié est rapportée dans les sections suivantes.

IV.2.3.1.1 Matériaux tissés

Les six stratifiés biocomposites bidirectionnels tissée différents considérés, avec $V_f = 30\%$, 40% de fraction volumique ont été testés à quatre niveaux distincts d'énergie d'impact : $E_i = 5\text{ J}$, 7 J , 10 J et 25 J Les figures IV.5et 9 montrent les images après les essais de choc.

IV.2.3.1.1.1 Courbe force-déplacement

Les courbes présentées dans la Figure IV-5 démontrent clairement que tous les échantillons testés à 5J ont produit des courbes fermées, ce qui n'indique qu'aucun d'entre eux n'a été entièrement perforé à une énergie d'impact de 5 J. Cette observation suggère que ces types de composites sont capables de résister à des impacts de plus de 5 J. Une différence notable entre les courbes réside dans l'inclinaison de la pente droite dans la zone élastique des composites (Alfa>Sisal>Hybride) indiquant la rigidité du matériau. On peut en conclure qu'aucun échantillon n'a subi de pénétration, car l'énergie incidente a été transférée vers l'éprouvette, où le déplacement maximal a été enregistré. Ce déplacement maximal correspond au transfert élastique de l'énergie d'impact excédentaire de l'éprouvette vers l'impacteur, résultant en un phénomène de rebond entre les deux. La résistance des matériaux à 5J nous a conduit à incrémenter le niveau d'énergie à 10J. les courbes force-déplacement montrent des courbes fermées pour les échantillons à 40%, ce qui indique que l'impacteur n'a pas réussi à pénétrer complètement dans les échantillons mais a plutôt rebondi après l'impact. Par contre pour les éprouvettes de 30% ont été entièrement perforé indiquant que ces derniers ne résistent pas à une énergie d'impact de 10J. Ceci nous a amenés à diminuer la charge d'énergie à 7J. à ce niveau d'énergie les matériaux à 30% résiste encore ceci suggère que les matériaux conçus avec 30% de fibre végétale résiste à des charges de moins de 7J.

Comme les matériaux à 40% résiste à un impact de 10J, nous avons incrémenté le niveau d'énergie à 25J. Cette augmentation de l'énergie d'impact la perforation du stratifié et l'absence de rebond de l'impacteur dans la zone IV pour les composites. Concernant les déflexions on remarque pour tous les niveaux d'énergie les composite hybrides ont la plus grande valeur de déflexion.

IV.2.3.1.1.2 Courbes force-temps

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

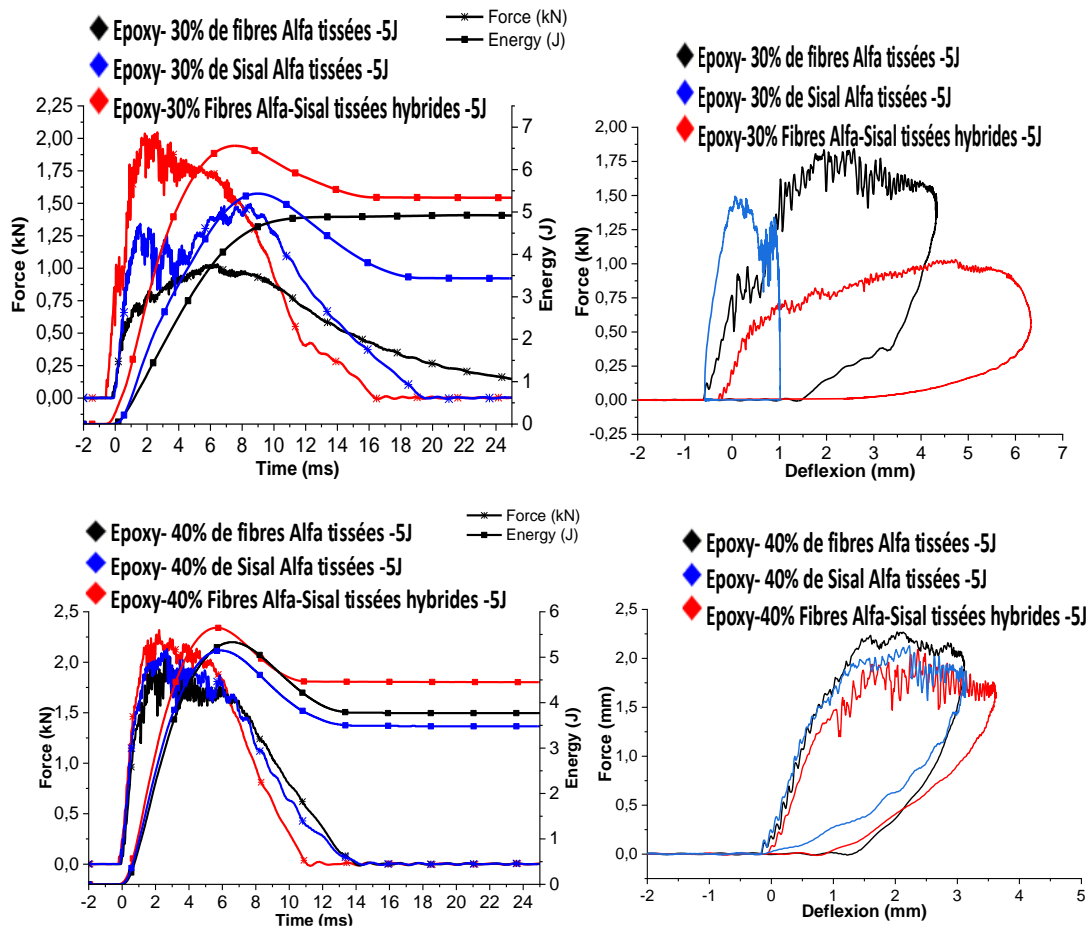
L'analyse des courbes caractéristiques $F_i(t)$ et $E_i(t)$ présentées respectivement sur les figures IV.5, ainsi que des valeurs numériques correspondantes de différentes force et d'énergie rapportées dans le tableau IV-1, en comparant les résultats on peut voir qu'il y a une différence apparente entre la réponse de la force des stratifiés. Elles montrent comment la force maximale est sujette à une légère augmentation lorsque la fraction volumique augmente. Cependant, la résistance aux chocs augmente sensiblement, avec fraction volumique. Ce qui est plus significatif est la diminution des dégâts du premier impact. On remarque aussi que l'augmentation du niveau d'énergie induit l'augmentation de la force maximale pour tous les types de fibres. On remarque aussi que les composites hybrides ont la force maximale la plus élevée suivie des composites à base de fibres de Sisal ensuite des composites d'Alfa. ce qui suggère que l'hybridation offre une plus grande résistance à la charge contre la propagation des dommages dus aux impacts à basse vitesse.

IV.2.3.1.1.3 Courbe énergie-temps

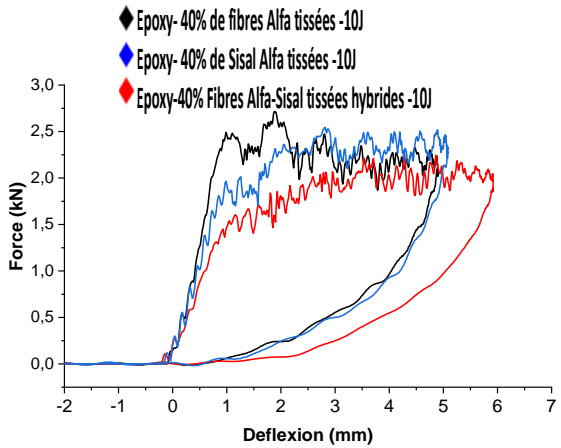
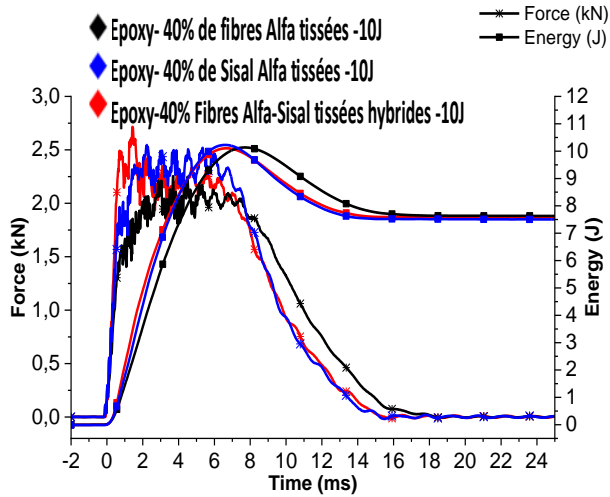
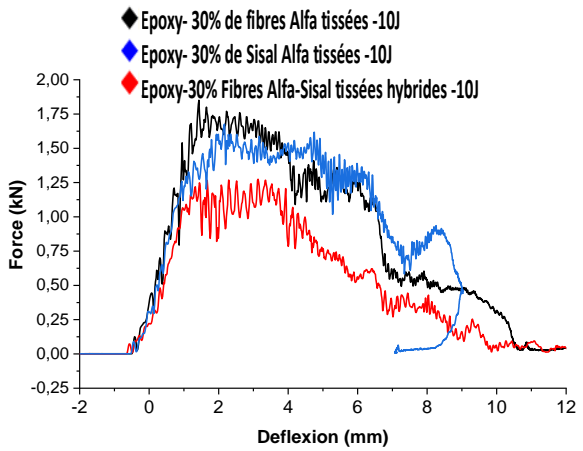
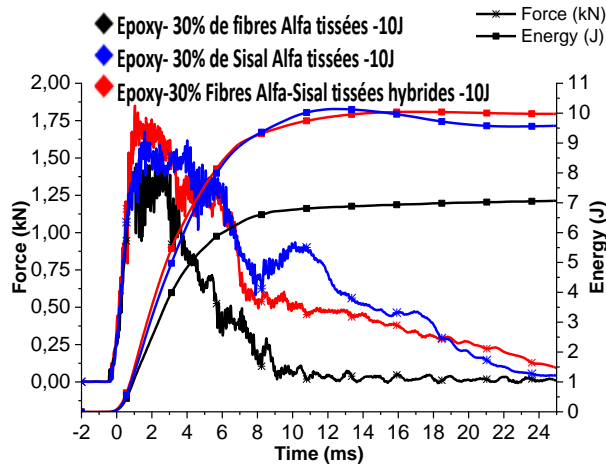
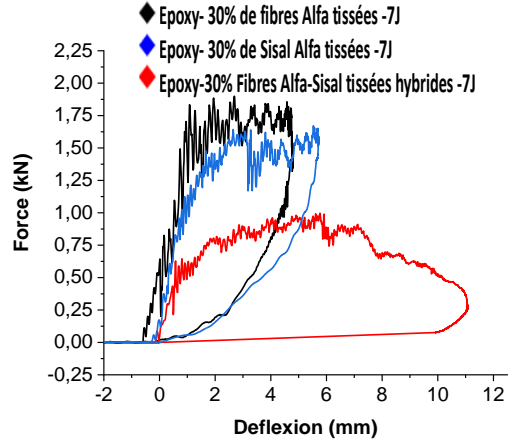
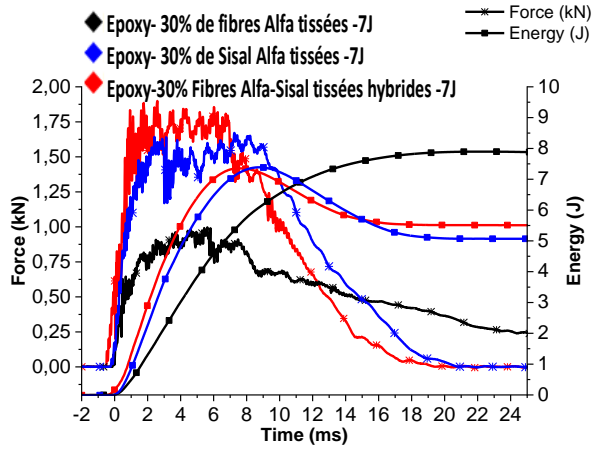
L'analyse de la réponse dynamique des composites repose en grande partie sur leur capacité à absorber l'énergie pendant un impact. Cette caractéristique est évaluée en mesurant l'aire sous la courbe de force en fonction du déplacement, comme illustré dans la figure ci-dessous (figure IV-5) pour les différents composites. La figure présente les données relatives à l'énergie en fonction du temps pour ces composites. Tous les échantillons ont montré une tendance similaire dans leur courbe d'énergie-temps. L'énergie augmente progressivement jusqu'à atteindre un pic correspondant à l'énergie d'impact maximale, puis commence à diminuer jusqu'à se stabiliser à une valeur constante, si l'échantillon n'est pas perforé. Le point culminant des courbes représente l'énergie d'impact maximale, tandis que l'énergie absorbée peut être déterminée par l'énergie à la valeur constante de la courbe. L'énergie de rebond peut être obtenue en soustrayant l'énergie absorbée de l'énergie totale de l'impact. Pour une énergie d'impact de 5J, les quatre types de spécimens avaient presque la même valeur d'énergie absorbée. Tous les courbes des composites d'une énergie d'impact de 5J et 7J ayant une fraction volumique de 30%, et 5J, 10J pour les échantillons ayant une fraction volumique de 40%, les graphiques montrent qu'il y a un rebond, ce qui signifie qu'il n'y a pas de pénétration pendant les essais d'impact. Lorsque l'énergie d'impact augmente, l'énergie absorbée augmente également.

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

Dans le cas où l'impacteur perce l'éprouvette, ce qui correspond à une réponse force-déplacement de type ouvert, l'énergie d'impact excède la capacité d'absorption d'énergie des composites. Lorsque l'énergie d'impact atteint 10J pour les composites à 30% et 25J pour les composites à 40%, l'énergie absorbée par les échantillons augmente proportionnellement. En atteignant ces énergies d'impact, les composites présentent une absence de rebond, indiquant une perforation pendant les essais d'impact. De tels phénomènes sont évidemment liés à la rupture fragile de la matrice thermodurcissable due aux effets de flexion associée à l'impact, ainsi qu'en raison de la division transversale et axiale typique liée à sa structure interne constituée d'une multitude de sous-fibres. On note aussi que la résistance à l'impact des biocomposites examinés augmente de manière significative avec la fraction volumique des fibres



CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique



CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

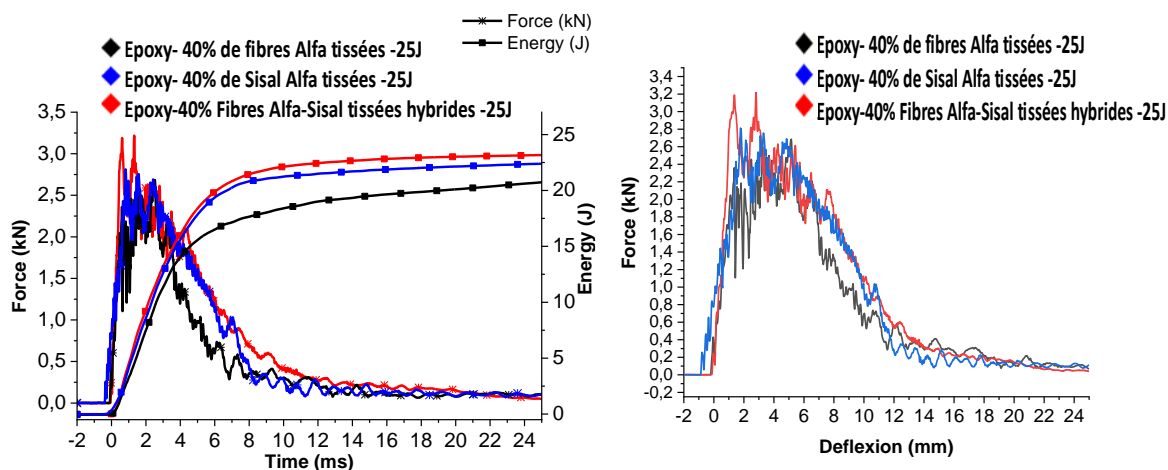


Figure IV.5 Courbes charge-temps et charge-déplacement pour les matériaux tissés.

Tableau IV.1 Résultats des essais de choc avec pénétration complète (perforation) des éprouvettes tissés.

	Force Max (kN)	Énergie à la fin (J)	Énergie d'impact (J)	Déflexion à la force maximale (mm)	Énergie à force maximale (J)	Déflexion de perforation (mm)	Énergie de perforation (J)
Epoxy- 30% de fibres Alfa tissées -5J	1,10±0,1 4	4,87±0,52	4,87±0,01	5,73±0,67	4,54±0,36	6,55±1,39	5,39±1,39
Epoxy- 30% Fibres de Sisal Tissées -5J	1,51±0,02	3,45±0,04	4,88±0,00	3,63±2,15	3,76±2,32	3,27±1,50	3,44±1,67
Epoxy-30% Fibres Alfa-Sisal tissées -5J	2,05±0,46	5,35±2,38	4,79±0,09	1,90±0,25	2,43±0,16	3,99±0,77	6,19±2,04
Epoxy- 30% fibres Alfa tissées -7J	1,12±0,16	7,50±0,41	6,79±0,03	3,49±2,66	2,44±1,74	6,49±5,40	4,95±3,91
Époxy- 30% fibres de sisal tissées -7J	1,89±0,36	5,13±0,04	6,82±0,04	3,31±1,13	3,86±0,34	4,33±1,51	5,42±1,75

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

Epoxy - 30% de fibres Alfa-Sisal tissées -7J	2,19±0,2 8	5,53±0,65	6,79±0,03	3,01±1,65	4,23±2,49	4,48±0,38	6,96±0,35
Epoxy- 30% de fibres Alfa tissées-10J	1,44±0,03	6,27±1,28	9,69±0,04	2,69±0,71	2,54±0,75	3,42±1,32	3,41±1,48
Époxy - 30 % de fibres de sisal tissées - 10J-	1,84±0,18	9,54±1,07	9,68±0,05	2,61±0,85	3,14±1,40	6,41±1,26	8,63±1,61
Epoxy- 30% de fibres Alfa-Sisal tissées hybrides - 10J	2,13±0,30	9,11±0,59	9,73±0,02	2,28±0,67	2,88±0,86	4,67±1,44	6,83±2,18
Epoxy- 40% fibres Alfa tissées -5J	2,10±0,16	3,79±0,05	4,86±0,01	2,36±0,07	3,14±0,05	3,19±0,24	4,78±0,07
Epoxy- 40% Fibres de Sisal Tissées -5J-	2,21±0,25	3,50±0,35	4,89±0,03	1,91±0,31	2,71±0,59	2,80±0,47	4,54±0,35
Epoxy- 40% Alfa-Sisal Tissées-5J	2,41±0,09	4,48±0,29	4,86±0,01	2,08±0,58	3,33±1,16	2,91±0,17	5,23±0,37
Epoxy- 40% fibres Alfa tissées -10J	2,39±0,31	7,68±0,24	9,64±0,03	3,89±0,90	5,97±0,99	5,33±0,48	9,27±0,13
Époxy- 40% fibres de sisal tissées -10J	2,68±0,12	7,55±0,32	9,73±0,03	3,24±1,11	6,01±2,51	4,50±0,18	9,22±0,21
Epoxy- 40% Fibres Alfa-Sisal Tissées-10J	2,78±0,11	7,63±0,19	9,67±0,04	2,14±0,44	4,07±1,23	3,64±1,24	7,64±2,88
Epoxy-	2,94±0,3	17,78±	24,39±0,	3,43±1,17	5,74±2,0	4,31±1,98	7,63±3,63

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

40% WovenAlfafi bers -25J	8	3,44	03		3		
Époxy- 40% fibres de sisal tissées -25J	3.57±0.7 1	24.15± 2.23	24.29±0. 08	2.69±0.20	5.89±0.6 6	8.33±2.68	19.50±2.28
Epoxy- 40% Fibres Alfa-Sisal Tissées-25J	3,31±0,1 5	22,37± 3,94	24,33±0, 02	2,40±0,80	5,20±2,2 1	4,95±2,77	11,38±6,33

Les résultats présentés sur le tableau IV-1 montrent les caractéristiques de réponse des différents composites à des impacts de différentes énergies (5J, 7J, 10J et 25J). Les paramètres évalués comprennent la force maximale (exprimée en kN), l'énergie absorbée à la fin de l'essai (en J), l'énergie d'impact (en J), la déflexion maximale à la force maximale (en mm), l'énergie jusqu'à la force maximale (en J), la déflexion à la perforation (en mm) et l'énergie à la perforation (en J). En analysant ces données, on peut observer les variations de ces paramètres en fonction de la composition du composite (pourcentage et type de fibres utilisées) et de l'énergie de l'impact. Par exemple, on peut remarquer que la force maximale, l'énergie absorbée et l'énergie d'impact augmentent généralement avec l'augmentation de l'énergie de l'impact et du pourcentage de fibres dans le composite. De même, les déformations maximales et les déformations à la perforation varient en fonction de la composition du composite et de l'énergie de l'impact.

Ces données fournissent des informations précieuses sur la capacité des différents composites à absorber l'énergie d'impact, leur résistance aux charges dynamiques et leur comportement en cas de perforation. Elles peuvent être utilisées pour comparer les performances des différents matériaux composites et guider le développement de composites plus performants pour des applications spécifiques, telles que la construction légère, l'aérospatiale ou l'automobile.

IV.2.3.1.1.4 Comparaison des résultats

La comparaison des résultats rapportés dans le Tableau IV-1 et représentés graphiquement dans la figure IV-6. En termes de la force maximal pour les divers biocomposites examinés montre synthétiquement que les biocomposites de 40% de fraction volumique sont supérieur à ceux de 30% de plus la force maximale augmente avec l'augmentation de l'énergie d'impact. La force maximale la plus grande est celle du Sisal tissé 40% à 25J estimée à 5,57 KN en raison de son comportement élastique et la plus petite et celle de l'Alfa à 30% à 5J estimée de

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

1,1 KN en raison de son comportement fragile. Pour tous les niveaux d'énergie, les forces maximales les plus grande sont obtenu pour les composites hybrides suivi de la Sisal en suite l'Alfa.

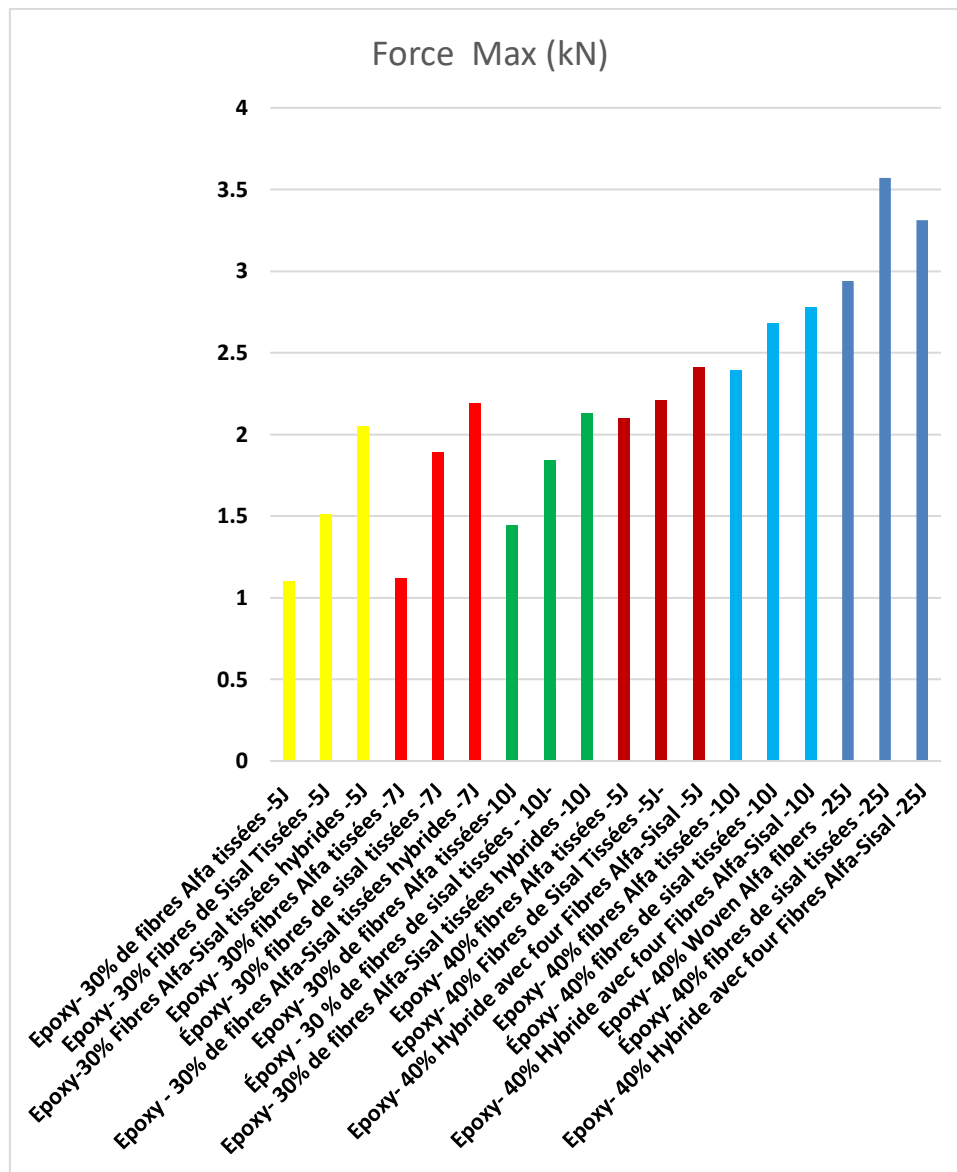


Figure IV.6 Diagramme représentatif des forces maximal en fonction des biocomposites.

En termes d'énergie final ou d'énergies absorbée (figure IV-7) on remarque que quel augmente en augmentant le niveau d'énergie. On note que les composites de 30% présentent les performances d'impact les plus faibles qui atteignent la valeur maximale de $E_a \approx 1,10$ J pour les fibres de Alfaa 5J. Les performances relativement meilleures sont observées pour les composites de 40% qui atteignent la valeur maximale de $E_a = 22,73$ J pour la hybride valeur à 25 J.

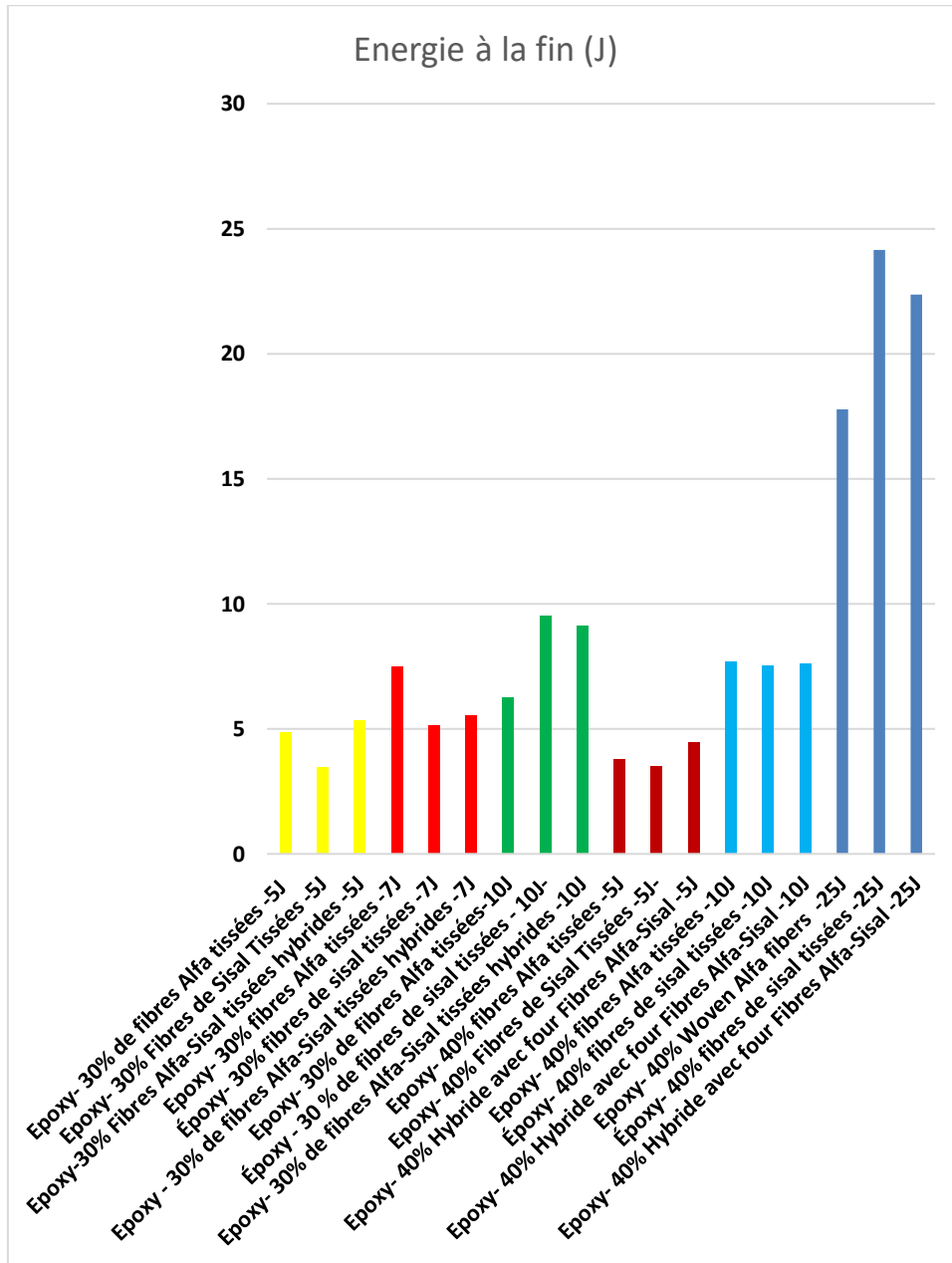


Figure IV.7 Diagramme représentatif des énergies absorber en fonction des biocomposites.

En termes de déflexion ou de déformation (figure IV-8) à la rupture on remarque que les composites de 40% se déforment plus que les composites à 30%. De plus, les composites hybrides marquent les plus grandes déformations et les fibres de Sisal marquent les plus petites déformations. On note aussi que la déformation augmente avec l'augmentation du niveau d'énergie. La valeur prélevée la plus élevée est celle de la Sisal à 40% à 25 J, et la plus faible est prélevée pour la Sisal 30% à 5J.

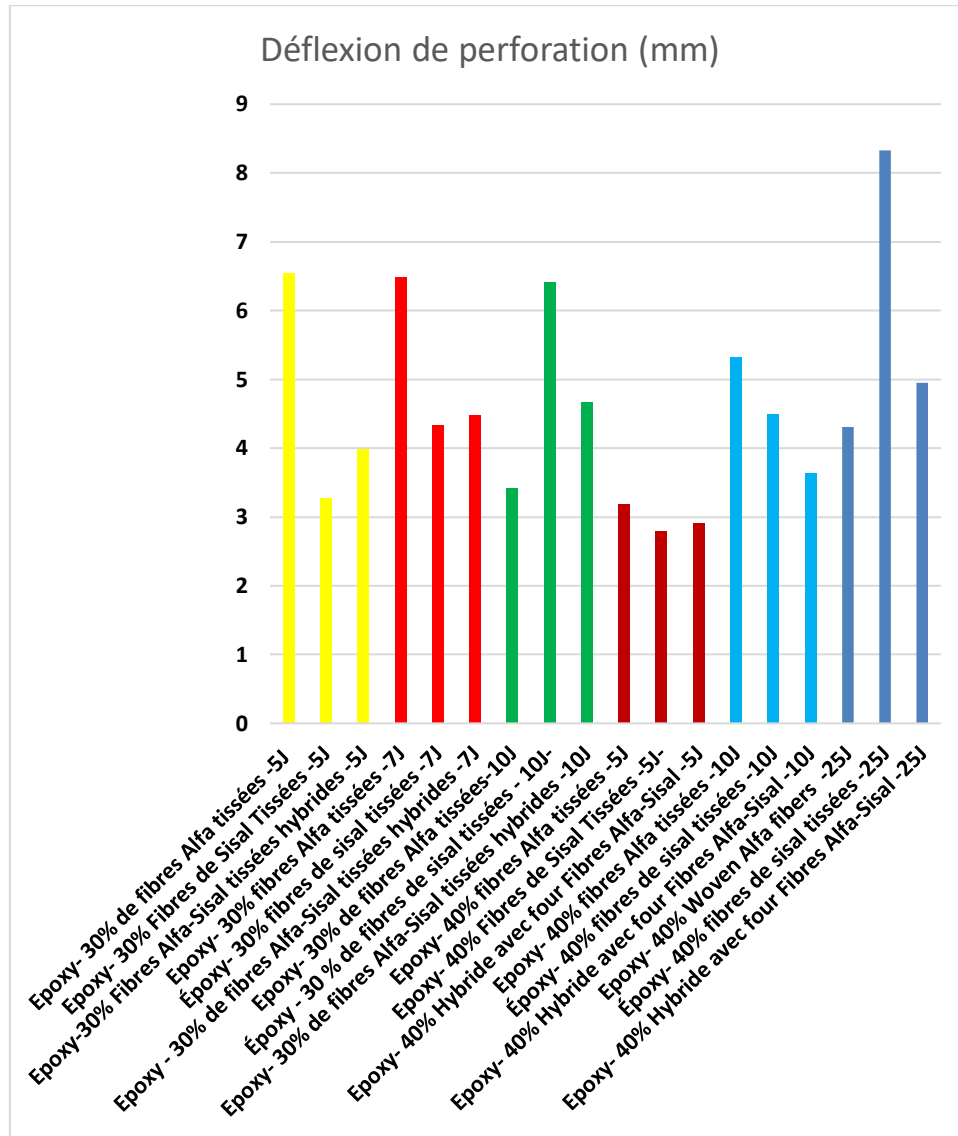




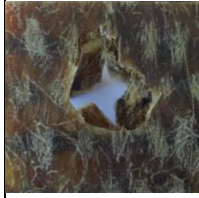
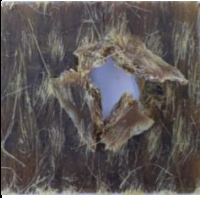



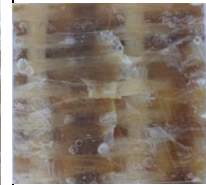










Figure IV.8 Diagramme représentatif des déformations en fonction des biocomposites.

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

IV.2.3.1.1.5 Analyse visuelle post-impact des échantillons

Alfa TSSÉES 30wt% 5J		Alfa TSSÉES 30wt% 7J		Alfa TSSÉES 30wt% 10J	
Face	Arrière	Face	Arrière	Face	Arrière
					
Alfa-Sisal TSSÉES 30wt% 5J		Alfa-Sisal TSSÉES 30wt% 7J		Alfa-Sisal TSSÉES 30wt% 10j	
Face	Arrière	Face	Arrière	Face	Arrière
					
Sisal TSSÉES 30wt% 5J		Sisal TSSÉES 30wt% 7J		Sisal TSSÉES 30wt% 10J	
Face	Arrière	Face	Arrière	Face	Arrière
					

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

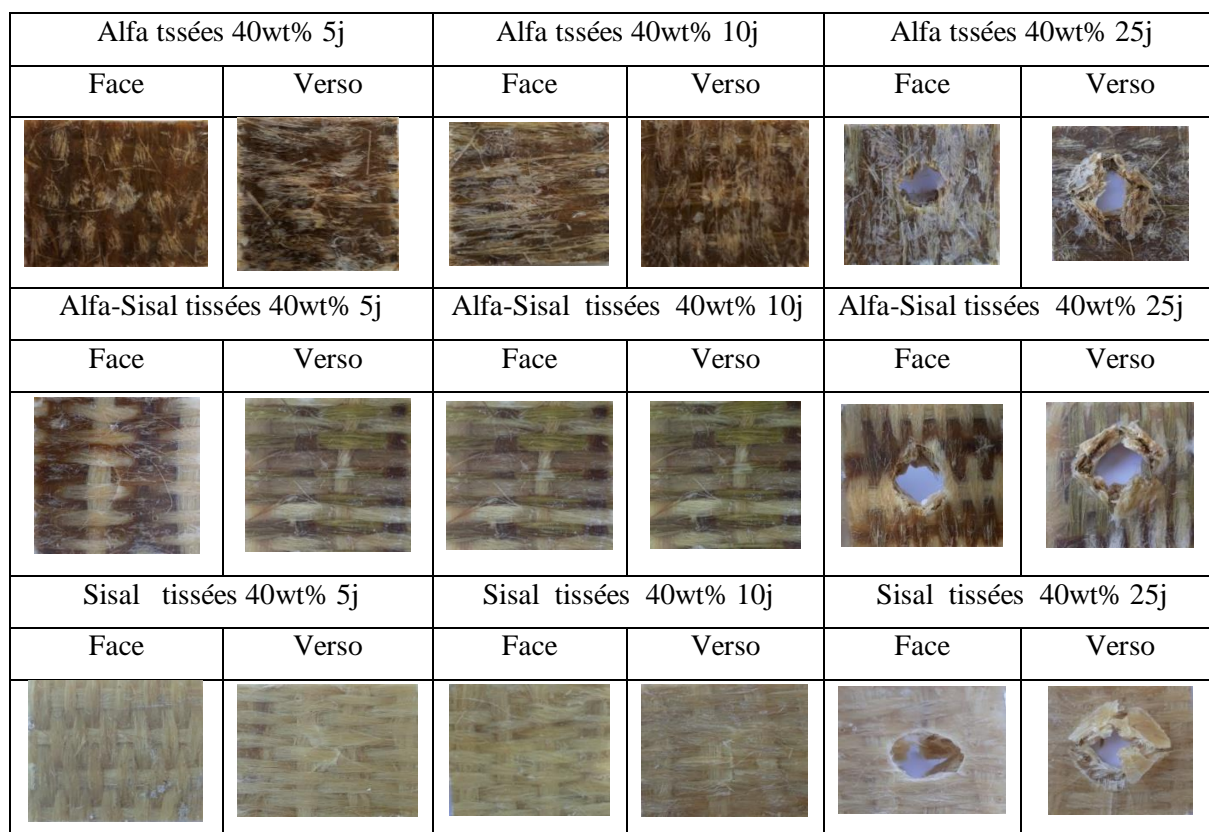


Figure IV.9 Vues avant et arrière des éprouvettes après essai d'impact.

La Figure IV-9 montre les images des dommages causés par l'impact sur les faces avant et arrière des six matériaux composites tissés avec une énergie d'impact de 5J, 7J, 10J et 25J. À partir de ces images, on peut observer que, bien que pour de faibles énergies d'impact le dommage consiste en une indentation de surface classique dont la surface augmente avec l'énergie d'impact. Sous l'action d'une énergie d'impact de 5J, sur la face avant aucun endommagement observé visuellement pour tous les composites, par contre dans la face arrière des petites fissurations en forme de croix ont été observées pour les composites à 30%. Ce type de motifs où on observe des fissurations matricielles et des ruptures de fibre suivant les fils de chaîne et de trame et formant une croix est typique des matériaux composites tissés. Lorsque l'énergie d'impact est augmentée à 7J, les composites à 30% sont partiellement endommagés, plus particulièrement ceux de l'Alfa, on remarque clairement sur la face impactée (face avant), l'impacteur hémisphérique laisse une empreinte circulaire et une surface conique à l'arrière de l'échantillon. Lorsque l'énergie d'impact est augmentée à 10J les composites à 40% n'ont toujours pas été endommagés. En revanche, la défaillance complète des échantillons se produit lorsqu'une énergie d'impact de $E_i = 10 \text{ J}$ est appliquée sur les 30% et $E_i = 25 \text{ J}$ pour les 40%, et elle est toujours associée à un mécanisme de dommage qui ne donne lieu à la perforation classique, la zone endommagée de la surface "frontale" a la forme

circulaire de l'impacteur avec un diamètre qui tend à celui de l'impacteur lorsque la pénétration tend à la perforation complète. Comme on peut l'observer sur la face "arrière", la perforation implique la défaillance des fibres par traction longitudinale et axial et l'effondrement de la matrice par des contraintes de cisaillement associées à une décohésion fibres/matrice. L'endommagement de la surface "arrière" apparaît en revanche avec une forme irrégulière de dimensions supérieures au diamètre de l'impacteur ; de plus, elle est généralement caractérisée par des phénomènes significatifs de délamination interlaminaire ou la rupture des fibres a été observée. La défaillance se manifeste plus tôt sur la face arrière en raison de déformations accumulées provoquées par une combinaison de flexion et de forces de traction.

IV.2.3.1.2 Matériaux mats

Différents niveaux d'énergie (5J, 7J, 10J, 25J) ont été appliqués et étudiée pour chaque type de renfort (30% en volume et 40% en volume d'Alfa, Sisal et Hybride Alfa-Sisal/époxy) pour évaluer la charge et l'énergie d'impact en fonction du temps ainsi que la charge en fonction du déplacement.

IV.2.3.1.2.1 Courbe force-déplacement

Les énergies ont été estimés compte tenu du taux de renfort jusqu'à la pénétration totale du matériau. 5J, 7J, 10J pour les matériaux de 30% de renfort et 5J, 10J, 25J pour les matériaux de 40% de renfort. D'après la figure IV-10 La déflexion maximale des matériaux de Sisal à 5J est la plus grande que celui de l'Hybride et suivi d'Alfa, et cela pour les deux fraction volumique (40% et 30%) . L'influence de leurs modules de flexion corrobore avec ces résultats (tableau III-9). Les valeurs numériques sont listé dans le tableau IV-2. A ce stade les différents types de matériaux n'ont pas encore subi de perforation car la courbe est fermée. . Cette observation suggère que ces types de composites sont capables de résister à des impacts de plus de 5 J. Une distinction notable entre les courbes réside dans l'inclinaison de la pente droite dans la zone élastique des composites (Sisal>Hybride>Alfa), ce qui indique la rigidité du matériau. Ce déplacement maximal correspond au transfert élastique de l'énergie d'impact excédentaire de l'éprouvette vers l'impacteur, ce qui résulte en un phénomène de rebond entre les deux. Les tests ont été réalisé avec des énergies de 5 et 10 J. En effet, les résultats obtenus pour des énergies plus élevées pour les composites de 30% de renfort ne peuvent être correctement analysés, car une perforation est bien visible à l'état post-impact à 10J. Afin d'obtenir davantage d'informations concernant les composites de 30% de renfort, il a été préférable de réaliser également des tests avec une énergie intermédiaire de 7 J. Lorsque

l'énergie d'impact est portée à 7J. les mêmes résultats sont révélés pour les 40% à 10J. Comme les matériaux à 40% résistent à un impact de 10J, nous avons augmenté le niveau d'énergie à 25J. Cette augmentation de l'énergie d'impact entraîne la perforation du stratifié et l'absence de rebond de l'impacteur. En ce qui concerne les déformations, on remarque que pour tous les niveaux d'énergie, les composites hybrides présentent la plus grande valeur de déformation.

IV.2.3.1.2.2 Courbes force-temps

L'analyse des courbes caractéristiques $F_i(t)$ et $E_i(t)$ présentées respectivement sur les figures IV.10 ainsi que des valeurs numériques correspondantes de différentes forces et d'énergies listées dans le tableau IV-2, permet de comparer les résultats et de constater une différence apparente dans la réponse de la force des stratifiés. Les courbes montrent comment la force maximale subit une légère augmentation lorsque la fraction volumique augmente. Cependant, la résistance aux chocs augmente de manière significative avec la fraction volumique. Ce qui est plus remarquable est la diminution des dommages du premier impact.

On observe également que l'augmentation du niveau d'énergie entraîne une augmentation de la force maximale pour tous les types de fibres. Les composites de Sisal présentent la force maximale la plus élevée, suivis des composites hybride, puis des composites d'Alfa.

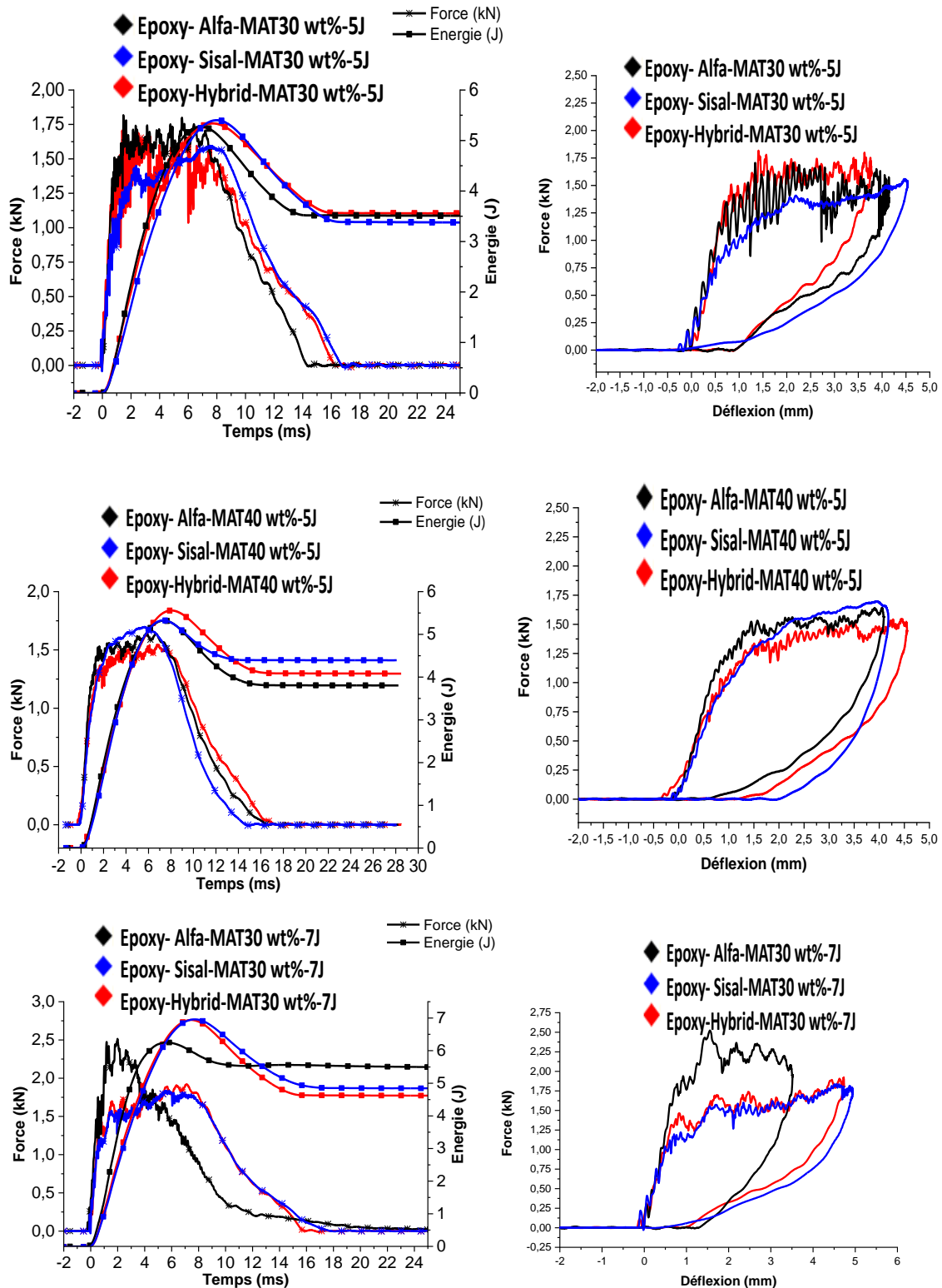
IV.2.3.1.2.3 Courbe énergie-temps

Les trois types de matériaux présentent des valeurs de l'énergie maximale à la charge maximale de même ordre de grandeur que la déflexion maximale. La plus grande valeur est pour la Sisal, suivi de l'hybride et enfin l'Alfa les valeurs numériques sont répertoriées dans le tableau IV-2. Lorsque l'énergie d'impact est portée à 7J les mêmes résultats sont observés.

L'analyse de la réponse dynamique des composites repose en grande partie sur leur capacité à absorber l'énergie lors d'un impact. Les données relatives à l'énergie en fonction du temps pour ces composites sont également présentées dans la Figure IV-10. Tous les échantillons ont montré une tendance similaire dans leur courbe d'énergie-temps. Pour une énergie d'impact de 5J, les six types de spécimens avaient presque la même valeur d'énergie absorbée. Tous les courbes des composites d'une énergie d'impact de 5J et 7J ayant une fraction volumique de 30%, et 5J, 10J pour les échantillons ayant une fraction volumique de 40%, les graphiques montrent qu'il y a un rebond, ce qui signifie qu'il n'y a pas de pénétration pendant les essais d'impact. Lorsque l'énergie d'impact augmente, l'énergie absorbée augmente également. Dans le cas où l'impacteur perce l'éprouvette, l'énergie d'impact excède la capacité d'absorption d'énergie des composites. Lorsque l'énergie d'impact atteint 10J pour les

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

composites à 30% et 25J pour les composites à 40%, l'énergie absorbée par les échantillons augmente proportionnellement. En atteignant ces énergies d'impact, les composites présentent une absence de rebond, indiquant une perforation pendant les essais d'impact.



CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

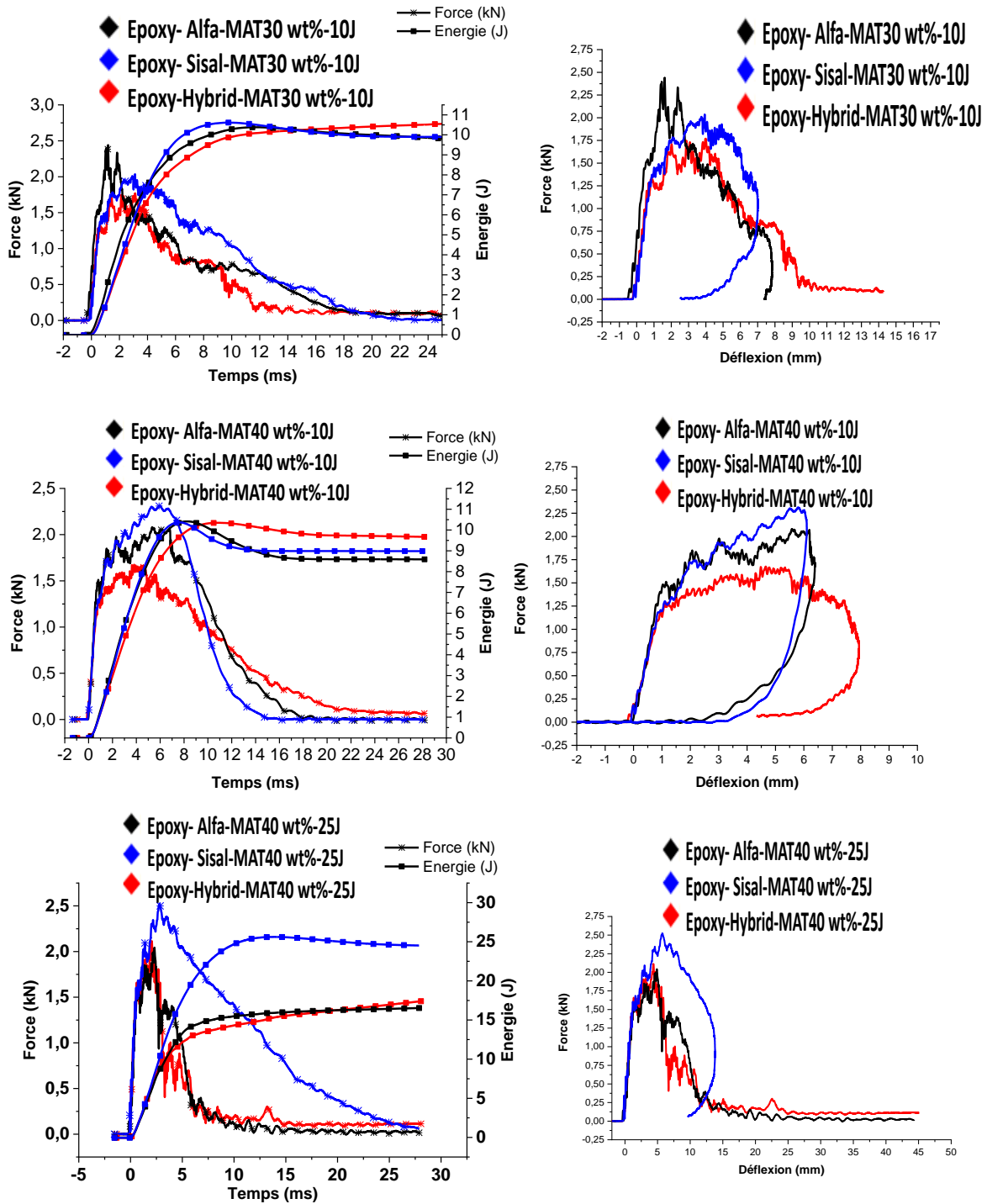


Figure IV.10 Courbes charge-temps et charge-déplacement pour les matériauxmat.

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

Tableau IV.2 Résultats des essais de choc avec pénétration complète (perforation) des éprouvettes mat.

	Force Max (kN)	Énergie à la fin (J)	Énergie d'impact (J)	Déflexion à force maximale (mm)	Énergie à force maximale (J)	Déflexion de perforation (mm)	Énergie de perforation (J)
Alfa-MAT30wt%-5J	1.81±0,06	3.49±0,11	4.92±0,01	1.74±0,49	1.81±0,59	3.37±0,41	4.56±0,21
Sisal-MAT30wt%-5J	1.59±0,14	3.54±0,21	4.94±0,00	4.57±0,40	5.39±0,05	3.83±0,46	4.59±0,21
Hybrid-MAT30wt%-5J	1.56±0,20	3.57±0,00	4.93±0,00	3.27±1,60	3.70±1,82	3.72±0,22	4.67±0,06
Alfa MAT 30wt% 7J	2,77±0,34	4,95±0,40	6,27±0,01	1,54±0,01	2,41±0,13	2,96±0,36	6,02±0,23
Sisal Mat 30wt% 7J	1,83±0,07	5,15±0,48	6,47±0,35	4,92±0,74	6,51±0,56	4,66±0,66	6,38±0,38
Alfa-Sisal 30wt% 7J	1,93±0,13	4,64±0,18	6,28±0,01	4,56±0,18	6,63±0,42	3,98±0,08	5,95±0,09
ALFA-MAT-30wt%-10J	2,66±0,18	9,63±0,58	10,01±0,06	1,51±0,52	2,32±1,01	3,86±0,95	6,91±1,91
SISAL-MAT-30wt%-10J	2,11±0,15	9,94±1,24	10,03±0,02	4,57±0,50	7,22±1,43	6,08±0,60	9,76±0,88
ALFA-SISAL-MAT30wt%-10J	1,87±0,10	9,89±2,08	10,02±0,04	3,88±0,93	5,27±1,43	6,56±1,36	8,90±1,97
ALFA-MAT-40wt%-5J	1,69±0,11	3,82±0,15	4,93±0,00	3,70±0,90	4,66±0,94	3,54±0,33	4,70±0,06
SISAL-MAT-40wt%-5J	1,71±0,03	4,41±0,10	4,93±0,00	3,96±0,04	4,97±0,09	3,83±0,12	4,94±0,08
ALFA-SISAL-MAT40wt%-5J	1,59±0,06	4,10±0,39	4,92±0,00	3,04±1,22	3,41±1,73	4,00±0,24	4,99±0,34
ALFA-MAT-40wt%-10J	2,13±0,14	8,64±0,55	9,80±0,03	5,76±0,35	9,21±0,39	5,99±0,49	9,87±0,33
SISAL-MAT-40wt%-10J	2,33±0,03	9,03±0,06	9,80±0,01	5,82±0,35	9,73±0,09	5,75±0,43	9,82±0,08
ALFA-SISAL-MAT40wt%-10J	1,74±0,14	9,69±1,42	9,78±0,02	4,67±0,30	6,03±1,12	7,32±0,75	9,87±0,49
ALFA-MAT-40wt%-25J	2.23±0,41	19,5±2,14	24,37±0,19	3,96±1,00	6,32±2,31	6,28±0,15	10,16±1,04
SISAL-MAT-40wt%-25J	2,54±0,13	24,52±0,06	25,51±0,18	5,75±0,03	10,23±0,45	13,47±0,57	25,21±0,56
ALFA-SISAL-MAT40wt%-25J	2,13±0,22	15,39±0,86	24,44±0,07	4,78±0,13	6,86±0,64	6,24±1,05	9,14±0,76

IV.2.3.1.2.4 Comparaison des résultats

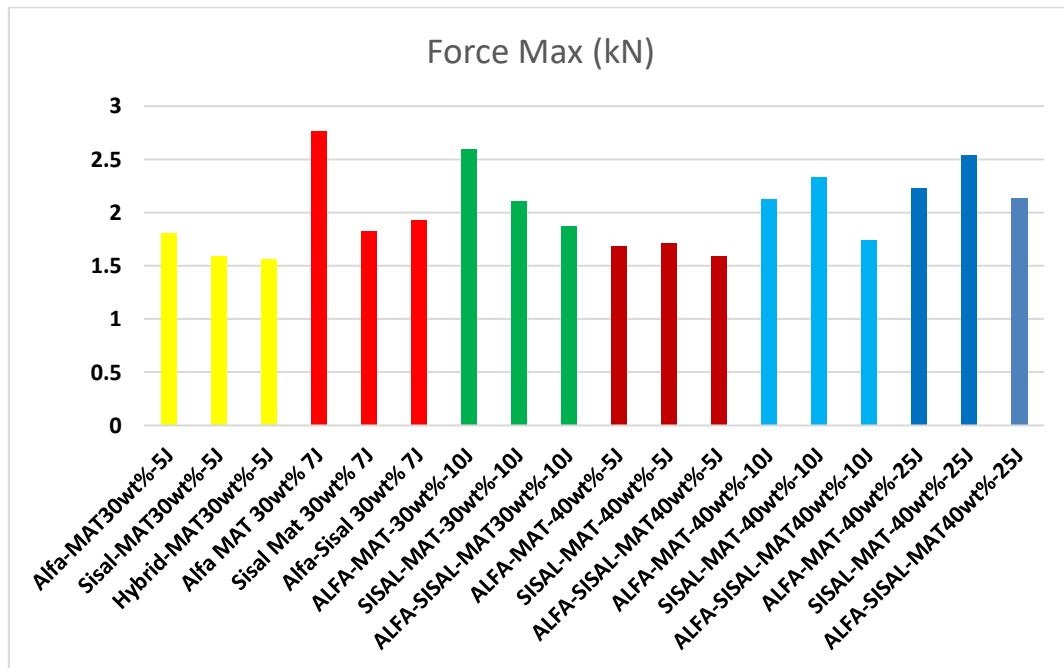


Figure IV.11 Diagramme représentatif des forces maximal en fonction des biocomposites.

La figure IV-11 représente les valeurs maximales de force (en kN) mesurées lors des essais d'impact sur différents types de matériaux composites mat. Les échantillons sont caractérisés par différentes compositions et niveaux d'énergie d'impact, allant de 5J à 25J. D'un point de vue mécanique, la force maximale mesurée lors des essais d'impact est indicative de la capacité du matériau à résister à une charge dynamique. Une force maximale plus élevée suggère une meilleure résistance du matériau à l'impact, tandis qu'une force maximale plus faible peut indiquer une déformation plus importante ou une rupture du matériau sous l'impact. En examinant ces données, on peut observer des variations de la force maximale en fonction de la composition du matériau et de l'énergie d'impact appliquée. Par exemple, les composites avec une teneur en fibres de Sisal présentent généralement des forces maximales plus faibles par rapport aux composites avec des fibres d'Alfa. De plus, on remarque généralement une tendance à une augmentation de la force maximale avec l'augmentation de l'énergie d'impact, ce qui est cohérent avec l'idée que des charges d'impact plus élevées nécessitent une plus grande résistance du matériau pour absorber l'énergie et éviter une déformation excessive ou une rupture.

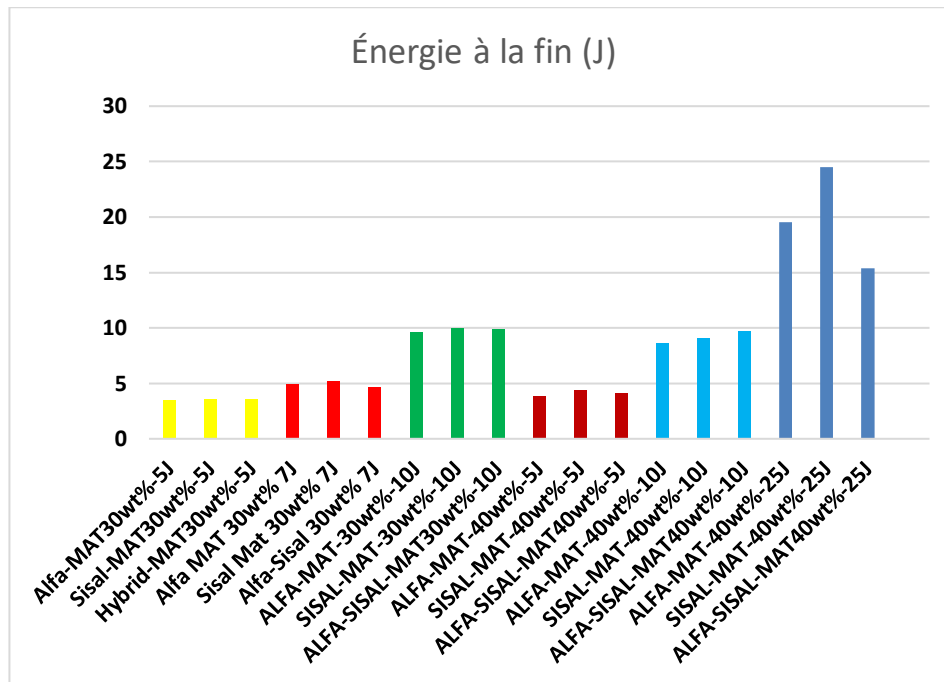


Figure IV.12 Diagramme représentatif des énergies absorbées en fonction des biocomposites.

La figure IV-12 représente les valeurs d'énergie à la fin des essais d'impact ou l'énergie absorbée pour différents types de matériaux composites soumis à des niveaux d'énergie d'impact allant de 5J à 25J. L'énergie à la fin de l'impact est une mesure de la capacité du matériau à absorber l'énergie pendant l'impact et à résister à la déformation ou à la rupture. Une valeur d'énergie finale plus élevée indique une meilleure capacité du matériau à absorber l'énergie et à maintenir son intégrité structurale. On peut observer des variations de l'énergie à la fin de l'impact en fonction de la composition du matériau et du niveau d'énergie d'impact appliqué. D'après le diagramme les composites avec une teneur en fibres de Sisal tendent à avoir des valeurs d'énergie finale légèrement plus élevées que les composites avec des fibres d'Alfa dans certains cas. De plus, on remarque généralement une tendance à une augmentation de l'énergie finale avec l'augmentation de l'énergie d'impact. Elle varie aussi en fonction de la fraction volumique car les composites avec 40% sont plus élevés que les composites avec 30%.

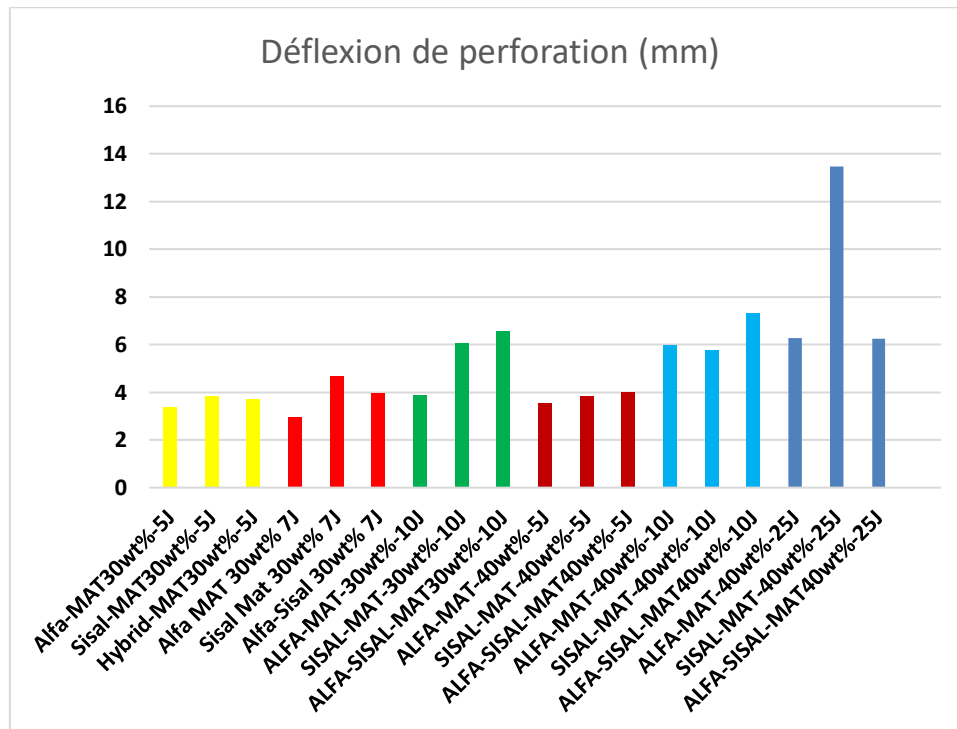












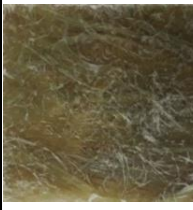
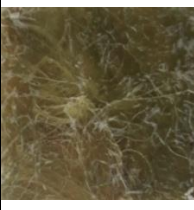

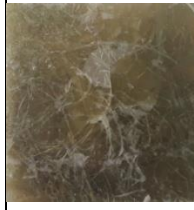




Figure IV.13 Diagramme représentatif des déformations en fonction des biocomposites.

La figure IV-13 représentent les déformations de perforation mesurées lors des essais d'impact sur différents types de matériaux composites. Les échantillons sont caractérisés par différentes compositions et niveaux d'énergie d'impact, allant de 5J à 25J. La déformation de perforation, également appelée déflexion de perforation, fait référence à la quantité de déformation subie par le matériau au point où il est perforé par l'impacteur. Une déformation plus élevée indique une capacité plus grande du matériau à absorber l'énergie de l'impact avant la rupture complète. En examinant ces données, on peut observer des variations dans les déformations de perforation en fonction de la composition du matériau et de l'énergie d'impact appliquée. On voit que les composites avec une teneur en fibres de Sisal présentent généralement des déformations de perforation plus élevées par rapport aux composites avec des fibres d'Alfa. De plus, on remarque généralement une tendance à une augmentation de la déformation de perforation avec l'augmentation de l'énergie d'impact mais aussi avec la fraction volumique.

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

IV.2.3.1.2.5 Analyse visuelle post-impact des échantillons

Alfa MAT 30wt% 5J		Alfa MAT 30wt% 7J		Alfa MAT 30wt% 10J	
Face	arrière	Face	arrière	Face	arrière
					
Alfa-Sisal MAT 30wt% 5J		Alfa-Sisal MAT 30wt% 7J		Alfa-Sisal MAT 30wt% 10J	
Face	arrière	Face	arrière	Face	arrière
					
Sisal MAT 30wt% 5J		Sisal MAT 30wt% 7J		Sisal MAT 30wt% 10J	
Face	arrière	Face	arrière	Face	arrière
					

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

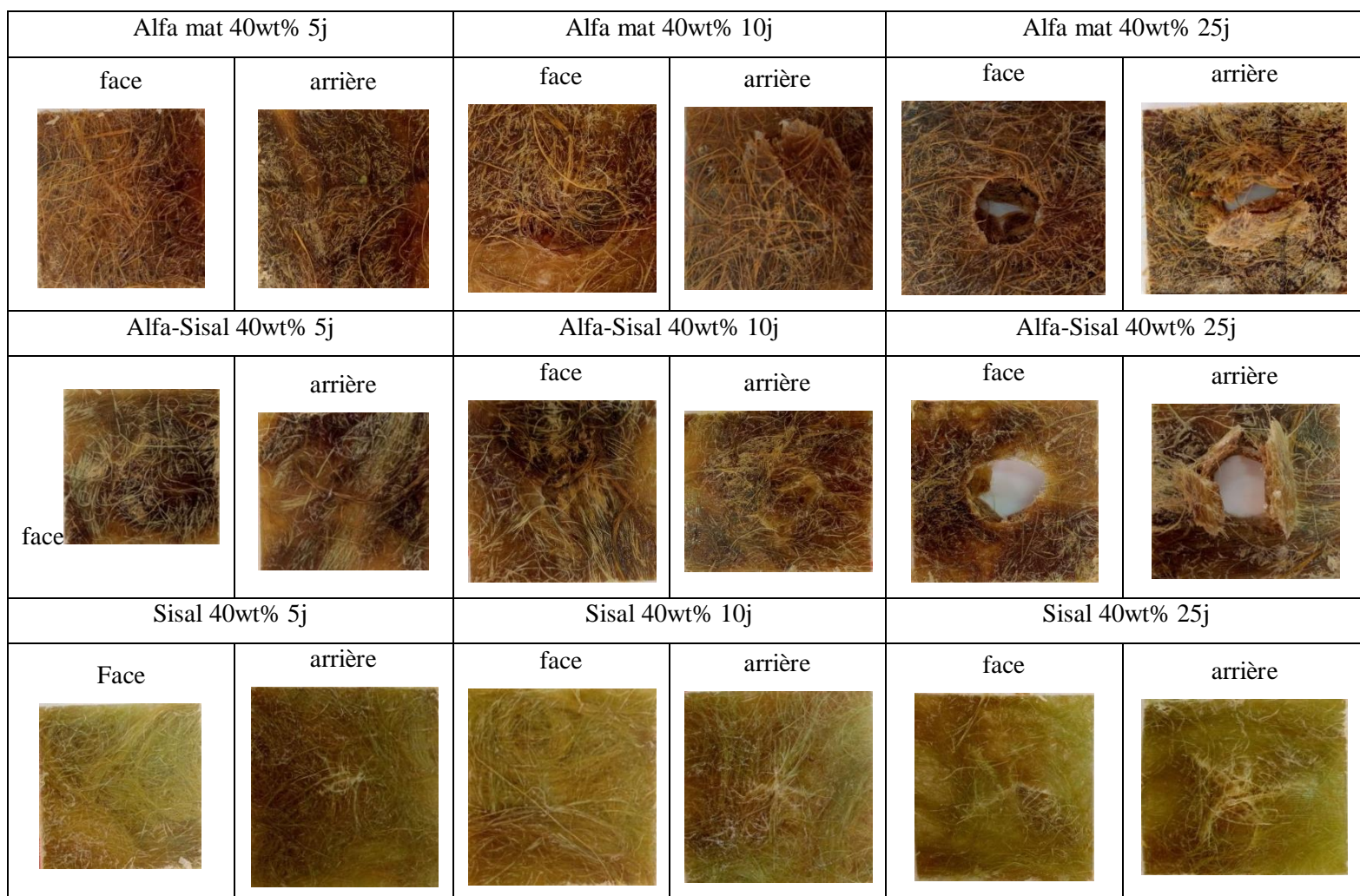


Figure IV.14 Vues avant et arrière des éprouvettes après essai d'impact.

Les dommages causés par l'impact pour les différents stratifiés pour les différents niveaux d'énergie sont illustrées dans la figure IV-14. D'après ces images on peut voir qu'à 5J aucun dommage n'est visible à l'œil nu sur la face avant de l'échantillon. A la face arrière on peut voir une légère fissuration pour les composites à 30% de volume, mais aucune trace pour les composites de 40%. Pour l'énergie d'impact de 7J (pour les composites de 30% seulement), toujours pas de trace d'impact mais les matériaux commencent à se déformer légèrement laissant une trace en forme de croix ou d'étoile, la même observation est faite pour l'énergie d'impact de 10J pour les composites à 40%. Lorsque les matériaux de 30% atteignent leurs limites à 10J, et les matériaux de 40% à 25J, la destruction complète de l'éprouvette, ou l'impacteur laisse un trou d'un diamètre égal à son diamètre sur la face avant et un cône pentagonal sur la face arrière.

IV.3 Essai de fatigue cyclique en traction

Un essai de fatigue en traction, également appelé essai de fatigue en traction uniaxiale, est une méthode expérimentale utilisée pour évaluer la résistance d'un matériau à des charges répétées dans le sens de la traction. L'objectif principal de cet essai est de déterminer comment un matériau réagit à des contraintes cycliques appliquées dans une direction spécifique, ce qui permet d'évaluer sa durabilité et sa résistance à la fatigue. L'endommagement des matériaux sous l'effet de la fatigue est un aspect crucial à prendre en compte lors de la conception d'une structure. En effet, pendant leur durée de vie, les contraintes mécaniques appliquées sont souvent bien en dessous des limites de rupture en statique, mais elles sont répétées de manière cyclique sur un très grand nombre de cycles. Au cours de ces sollicitations répétées, des défauts peuvent émerger et se propager, entraînant ainsi une dégradation des propriétés mécaniques et pouvant éventuellement conduire à la défaillance de la structure. Un essai de fatigue en traction fournit donc des données essentielles sur la résistance d'un matériau aux charges répétées dans le sens de la traction, ce qui permet d'évaluer sa performance dans des conditions réelles d'utilisation.

IV.3.1 Comportement des éco-composites en fatigue cyclique

Plusieurs études ont déjà été menées dans le but de caractériser le comportement en fatigue de composites renforcés de fibres végétales. On cite parmi eux, Silva et al.[134]ont étudié le comportement en fatigue de traction de composites de ciment renforcés de fibres de Sisalunidirectionnelle. Lorsque le composite a été soumis à un niveau de contrainte maximale inférieur à 50 % de l'UTS, il n'a pas subi de fatigue jusqu'à 106 cycles. Mais il présentait des fissures de fatigue en dessous de 103 cycles au-dessus de cette contrainte.

Fotouh et al. [135] ont examiné le comportement à la fatigue des composites de polyéthylène haute densité renforcés de fibres de chanvre à différentes fractions volumiques de fibres et ont développé un modèle généralisé de comportement à la fatigue pour simuler la réponse à la fatigue de ces composites. Ils ont démontré que le modèle développé est apte à prédire le comportement en fatigue des composites à fibres naturelles pour différentes fractions de fibres et différents rapports de contrainte de fatigue.

Dijanet al. [136] a étudié l'influence de la fréquence de chargement sur le comportement en fatigue d'un composite de polypropylène (PP) renforcé de fibres de coco employant une nouvelle géométrie d'éprouvette avec des fréquences de chargement allant de 5 à 35 Hz. Les résultats conduisent à conclure que des fréquences de chargement plus élevées dans les essais cycliques favorisent réduction de la durée de vie en fatigue, elle est liée à la génération de

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

chaleur par hystérésis, conduisant à un mécanisme d'endommagement par fatigue régi par les effets de la température

Elouaeret al.[137] ont étudié le suivi des dommages causés par la fatigue dans les composites à base de fibres naturelle. Après avoir étudié les matériaux à base de chanvre/PP, il s'agit d'observer et d'essayer de comprendre l'effet de l'introduction de plantes de renforcement sur la durée de vie de ces composites. Ils ont conclu que l'introduction de renforts dans le PP atténue le comportement viscoplastique du matériau mais précipite dans certains cas la rupture.

Towo et al. [138] les auteurs ont présenté des courbes de contrainte en fonction du nombre de cycles jusqu'à rupture pour des composites comprenant à la fois des fibres de Sisal non traitées ou traitées aux alcalis dans une matrice de résine polyester ou époxy thermodurcissable. Ils ont utilisé l'analyse thermique mécanique dynamique pour étudier les variations des propriétés mécaniques de ces composites en fonction du nombre de cycles de fatigue et de la température. Ils ont observé que les composites renforcés de fibres de Sisal non traitées subissaient des dommages interfaciaux considérablement plus importants que ceux constitués de fibres traitées aux alcalis.

Van et al.[139] a étudié le changement du module d'élasticité dû aux dommages de fatigue pour la flexion uni-axiale en fonction de la rigidité résiduelle et l'approche de la résistance résiduelle, et a étudié différentes étapes de dégradation de la rigidité. Un modèle a été appliqué à des essais de fatigue par flexion à déplacement contrôlé, et il a été démontré que le modèle est capable de simuler les trois étapes de dégradation de la rigidité.

Asim et al.[140] ont effectué une étude sur la résistance à la fatigue des matériaux composites à base de fibres naturelles et synthétiques. Ils ont étudié les méthodes de fatigue et d'essai ainsi que le développement de différents dommages tels que la fissuration de la matrice, le délaminage interfacial des fibres et le délaminage des stratifiées. Une étude exhaustive a été réalisée sur les facteurs affectant les paramètres d'essai des propriétés de fatigue et la réduction de la rigidité.

Nour et al. [66] et Mechakra et al.[62] a étudié la caractérisation mécanique de bio-composites constitués de fibres courtes Alfa traitées chimiquement avec un alcali avec différentes périodes de temps. Ils se sont focalisés sur la conduite d'épuisement de ce matériau composite et l'amélioration de leur traitement de synthèse pour améliorer ses attributs mécaniques statiques, un modèle Mori-Tanaka amélioré en fonction du tenseur de contraintes

d'Eshelby et une technique inverse ont été utilisées pour décider des attributs mécaniques du composite.

Belaadi et al. [33] se sont intéressés à l'étude du comportement mécanique de la fibre de Sisal naturel en raison de ses propriétés mécaniques intéressantes, de sa recyclabilité et de sa production. Une caractérisation en fatigue statique et cyclique a été réalisée. Les boucles d'hystérésis, la dissipation d'énergie et le comportement S – N des fibres de Sisal en fonction des niveaux de cycle et de rapport de charge ont été réalisés. Les résultats ont conduit à la conclusion d'élargir le champ d'utilisation de ses fibres comme renfort pour les composites.

L'étude de la fatigue cyclique des composites à fibres végétales a été rarement examinée et, étonnamment, moins d'attention a été accordée aux matériaux composites constitués de fibres d'Alfa et de Sisal. Ces composites constituent une nouvelle classe de matériaux de construction durables dotés de bonnes propriétés mécaniques qui peuvent être utilisés comme éléments structurels porteurs dans différentes applications. Bien que les données de résistance statique telles que la résistance à la traction ultime, la capacité de déformation et le module d'Young aient été obtenues dans section précédente(chapitre III), aucune information concernant la résistance à la fatigue de ces composites n'est connue.

IV.3.2 Comportement en fatigue de traction

Les matériaux constitués de renfort tissé de 40% d'Alfa, 40% Sisal, 40% hybride Alfa-Sisal ont été découpé selon les normes iso 13003:2018 (4*30*250)mm avec une longueur de gauge 160 mm. Les tests ont été réalisés avec une machine de test universelle modèle Zwick/Roell Z010 dotée d'une cellule de charge de 10 kN et connectée à un ordinateur pour l'acquisition de données. Essais de fatigue en traction en contrôle de déplacement et forme d'onde trapézoïdale à 20 Hz. Les niveaux de chargement R utilisés dans ces essais étaient de 40, 55, 65 et 80 % avec $R = \sigma / \sigma_{\max}$ et σ_{\max} et la contrainte maximale mesuré lors de l'essai statique en traction (figure IV-15). Tous les tests ont été effectués à température ambiante.

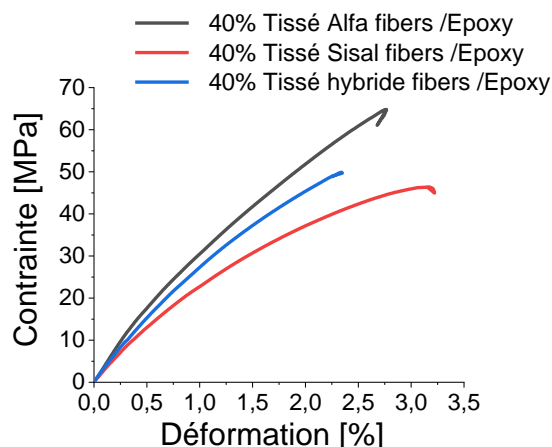


Figure IV.15 Essai de traction qui précède l'essai de fatigue.

Tableau IV.3 Paramètres expérimentaux des différents essais de fatigue.

Matériau	40% Tissé Alfa fibers /Epoxy				40% Tissé Sisal fibers /Epoxy				40% Tissé hybride fibers /Epoxy			
	40%	55%	65%	80%	40%	55%	65%	80%	40%	55%	65%	80%
S_{max}	64,81				48,38				48,893			
Niveau de contrainte [MPa]	25,92	35,64	42,12	51,84	19,35	26,60	31,44	38,70	19,55	26,89	31,78	39,11

IV.3.2.1 Résultats et discussion

IV.3.2.1.1 Evolution des propriétés mécaniques

IV.3.2.1.1.1 Perte de rigidité

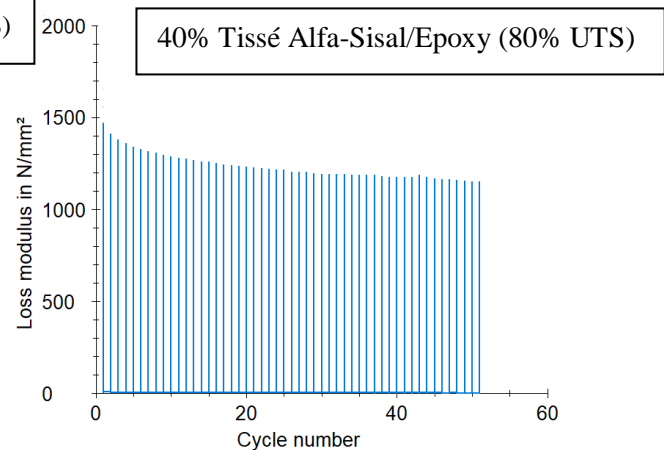
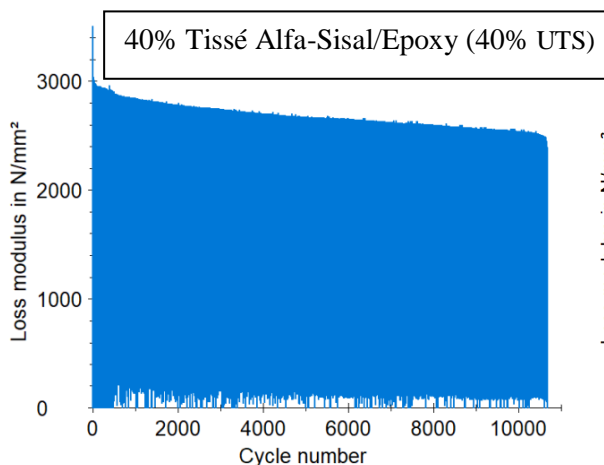
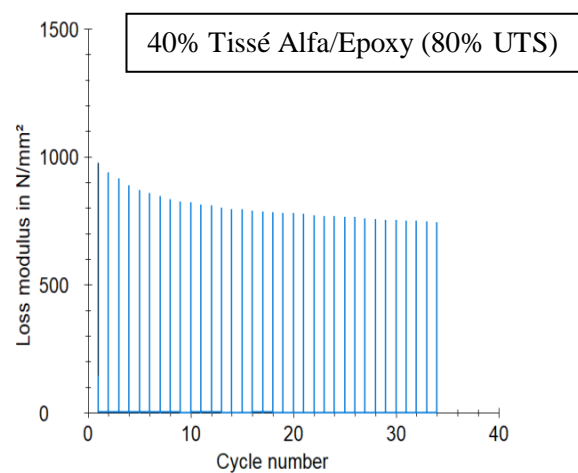
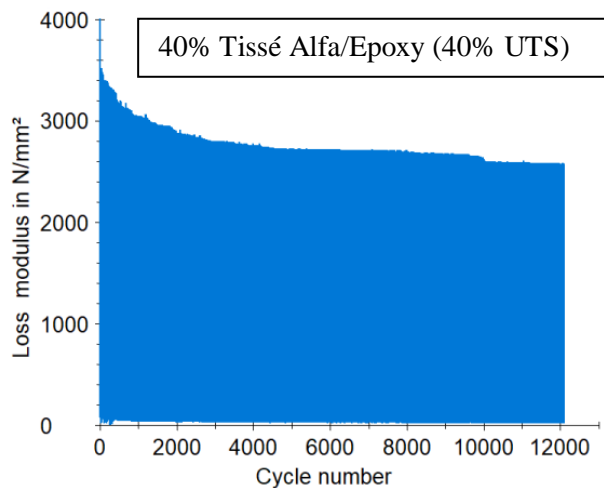
La perte de rigidité permet de mesurer la résistance du matériau à la déformation permanente et caractérise la viscosité d'un matériau. Les graphiques sur la figure IV-16 représentent l'évolution de la perte du module en fonction du nombre de cycles de charge pendant l'essai de fatigue cyclique en traction. Ces courbes permettent de visualiser comment la rigidité du matériau évolue tout au long de l'essai de fatigue, fournissant des informations sur la stabilité et la durabilité du matériau sous chargement cyclique en traction. Ils peuvent révéler des tendances telles que l'amorçage et la propagation des dommages et la stabilité du comportement viscoélastique. On remarque un schéma évolutif qui se décompose en deux phases distinctes : Initialement, : chute importante du module, au cours des premiers cycles de charge pendant laquelle le principal mode d'endommagement s'amorce et les premières fissures de la matrice se forment. Cette première phase est probablement associée à la déformation élastique du matériau. Cette diminution est estimée à 70%, elle s'atténue ensuite considérablement dans la seconde phase, qui représente la majeure partie de la durée de l'essai

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

au cours de laquelle il y'a peu d'évolution des dommages. Elle correspondrait à une propagation stable des dommages. Des phénomènes de plasticité cyclique peuvent se produire, entraînant une déformation permanente à chaque cycle.

Ces informations permettent donc la compréhension du comportement à long terme d'un matériau soumis à des charges cycliques, ce qui est crucial pour la conception et l'optimisation des structures sujettes à la fatigue.

Des résultats qualitativement similaires ont été obtenus pour les niveaux de contrainte de 55% et 65% , qui, par souci de simplicité, ne sont pas représentés dans cette section sur il seront représentés en anex4.



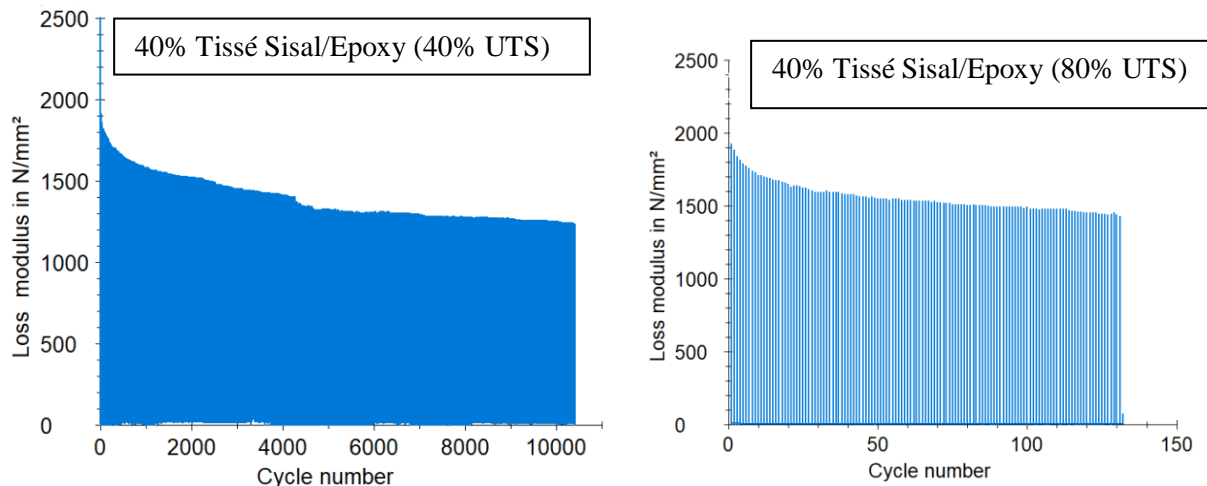


Figure IV.16 Evolution du module en fonction de nombre de cycle pour les matériaux renforcés à 40%.

IV.3.2.1.1.2 Courbe contrainte-déformation

Les essais de fatigue cyclique en traction permettent de suivre simultanément l'évolution de la déformation axiale de l'échantillon. L'essai débute par l'augmentation de la contrainte depuis zéro jusqu'à atteindre σ_n . Ensuite, la contrainte oscille entre cette valeur maximale σ_n et la valeur minimale σ_{min} , qui revient dans notre cas à zéro. Un cycle commence par une phase de chargement de σ_{min} à σ_n , suivie d'une phase de déchargement ramenant la contrainte à sa valeur minimale, soit σ_{min} . Ces cycles de contrainte se répètent jusqu'à ce que la rupture de l'échantillon survienne, laquelle se produit pour un niveau de contrainte maximale inférieur à la résistance du matériau estimée sous charge monotone. Ceci indique que les cycles répétés affaiblissent la résistance du matériau. La déformation augmente lors de la première application de la charge. Au début du premier cycle, la charge entraîne une augmentation de la déformation. Lorsque le cycle de contrainte passe en phase de déchargement, la déformation recommence à diminuer. Il est observé que la déformation diminue lorsque la charge diminue pendant la phase de déchargement. la déformation finale varie en fonction du matériau et du niveau de contrainte.

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

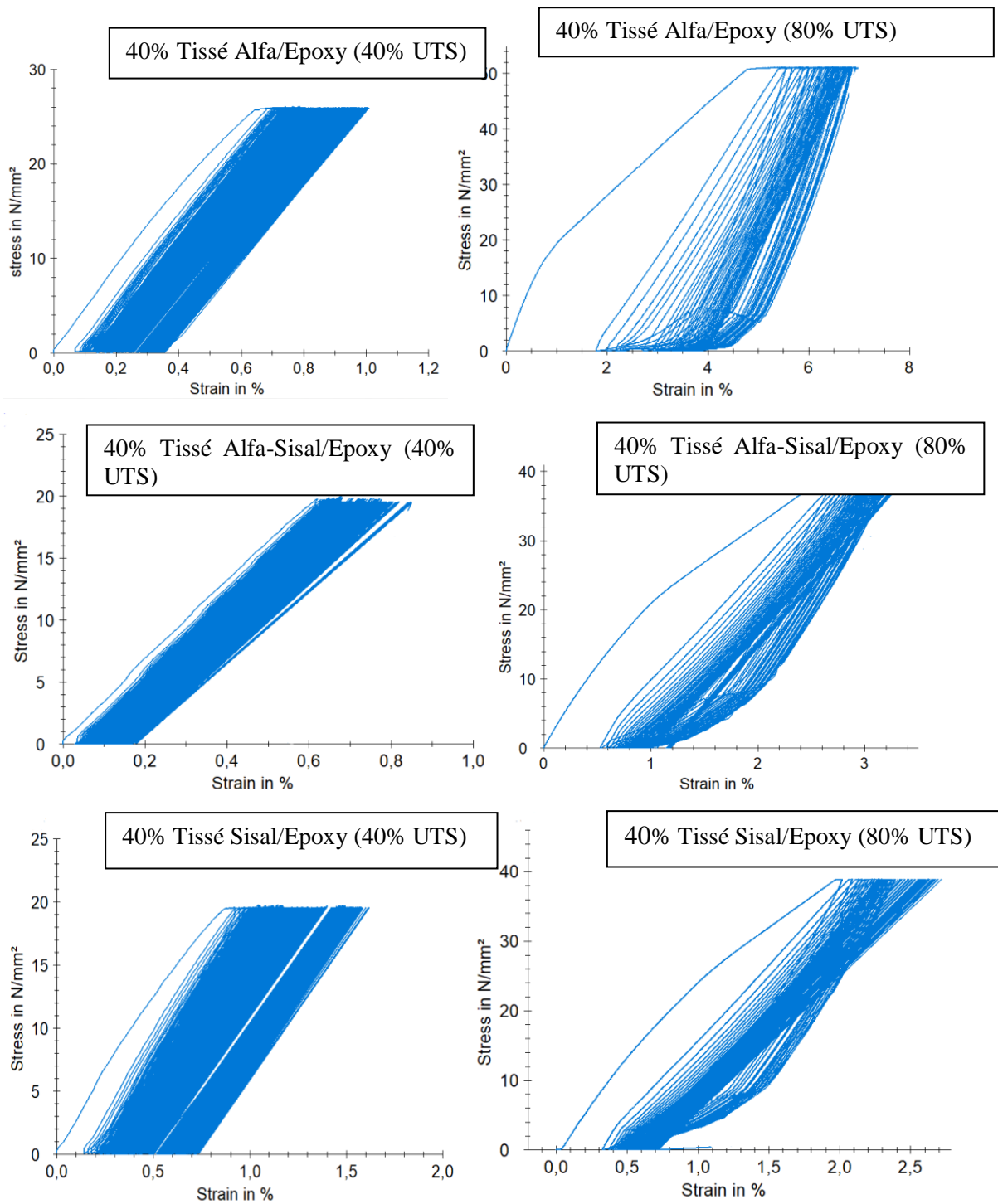


Figure IV.17 Courbes contrainte-déformation des différents matériaux à différents niveaux de contrainte.

IV.3.2.2 Durée de vie

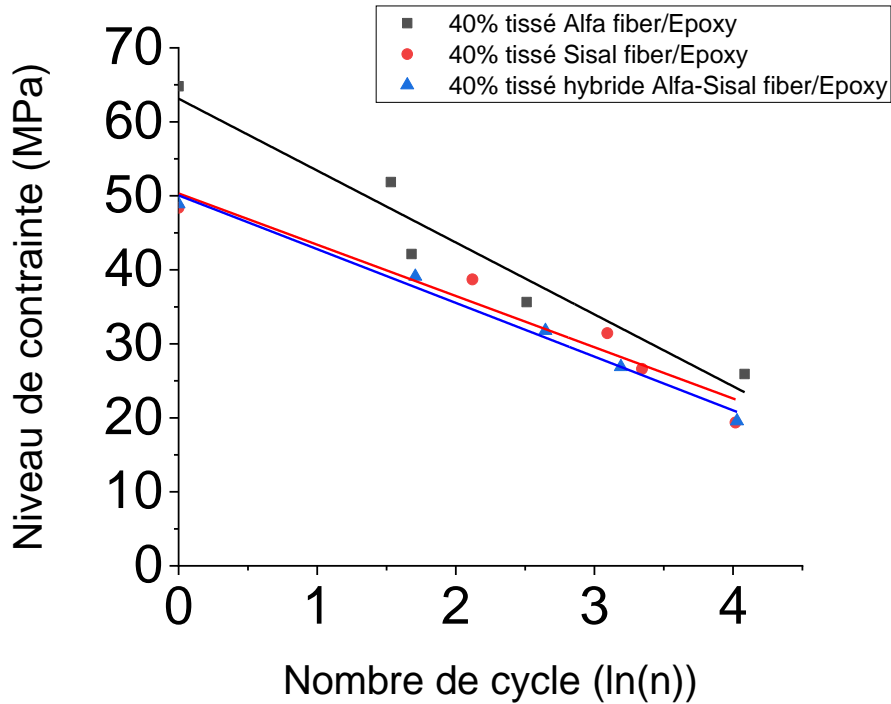


Figure IV.18 courbe S-N des différentes éprouvettes renforcées à 40%.

La figure IV-18 présente les durées de vie des matériaux pour les différents niveaux de chargement imposés, c'est à dire le nombre de cycles nécessaires pour atteindre la rupture totale. La dégradation de la rigidité en traction résultant de la fatigue est mesurée pour évaluer l'évolution des dommages dans le matériau. Les résultats obtenus sont interpolés par des droites logarithmiques. La convergence vers l'unité montre bien que, pour un niveau de chargement proche de 100%, la rupture a lieu dès les premiers cycles. Il convient de noter que les composites chargés de 40% d'Alfa ont relativement des pentes plus raides de dégradation de la rigidité par rapport aux autres échantillons de l'hybride Alfa-Sisal suivi par la Sisal. Une pente plus raide est le signe d'une résistance à la fatigue accrue pour une fatigue à faible cycle. Ce qui implique une réduction de la rigidité des composites, cela suggère qu'ils ont une meilleure résistance aux dommages. Il a été découvert par Asim et al. [140] que les matériaux non tissés prédominent par rapport aux matériaux tissés en termes de faiblesse. Une meilleure durée de vie que les autres.

Tableau IV.4 Valeurs numériques des différents résultats de fatigue.

material	Woven Alfa 40%				Woven Sisal 40%				Woven AlfaSisal 40%			
σ_{max}	64,81				48,38				48,893			
Stress level	40%	55%	65%	80%	40%	55%	65%	80%	40%	55%	65%	80%
		25,92	35,64	42,12	51,84	19,35	26,6	31,44	38,70	19,55	26,89	31,78

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

Number of cycle	12104	324	48	34	10420	2204	1240	132	10680	1550	443	51
Modulus initial	3500	3400	1500	1000	1900	4100	2950	1900	3100	2150	3000	1420
Modulus final	2580	2672	1200	750	1250	3000	2175	1410	2300	1400	2350	1160
Allongement à la fin	1,02	1,34	3,7	6,5	1,63	1,95	1,5	2,7	0,85	1,85	1,5	3,4

Le tableau IV-4 présente des données sur les performances des matériaux composites tissés contenant à 40% de fibres d'Alfa et de Sisal, mesurées à différents niveaux de contrainte. On observe que ce nombre de cycle diminue à mesure que la contrainte augmente, ce qui indique une réduction de la durée de vie du matériau sous des niveaux de contrainte plus élevés. On constate aussi une diminution du module de rigidité de 70% à mesure que la contrainte augmente, ce qui indique une perte de rigidité du matériau sous charge cyclique, et l'allongement augmente généralement avec l'augmentation de la contrainte, ce qui indique une plus grande déformation du matériau à des niveaux de contrainte plus élevés.

IV.4 Conclusion

Dans cette partie du travail, une analyse approfondie des caractéristiques mécanique dynamique des biocomposites renforcés par des fibres de Sisal et des fibres d'Alfa a été réalisée. Trois types de laminés ont été examinés : Sisal pur, Alfa pure et hybride entre Alfa. Dans la première partie du travail, des essais d'impact ont été effectués sur ces composites en utilisant une machine d'impact tour de chute, en variant la fraction volumique de fibres (30% et 40%) avec différentes architectures de renfort à différents niveaux d'énergie d'impact. Dans un second temps, le comportement en fatigue cyclique des composites renforcé à 40% a été étudié avec différents niveaux d'énergie. On en conclut que, les résultats expérimentaux obtenus dans cette étude fournissent des informations importantes sur la résistance à l'impact et à la fatigue cyclique des biocomposites renforcés par des fibres de Sisal d'Alfa, ce qui peut être utile pour le développement de composants légers et durables pour diverses applications industrielles, en particulier dans le contexte d'une transition vers des matériaux plus respectueux de l'environnement.

Il convient de noter que, bien que cette étude ait fourni des informations précieuses sur la résistance à l'impact et de durée de vie des biocomposites renforcés par des fibres de Sisal et

CHAPITRE IV: Caractérisation dynamique

d'Alfa, d'autres aspects tels que la durabilité à long terme, la stabilité dimensionnelle et la recyclabilité doivent également être pris en compte lors du choix de ces matériaux pour des applications spécifiques.

CONCLUSION GENERALE

Conclusion générale

Le travail présenté dans ce mémoire a pour objectif d'étudier le comportement mécanique microscopique et macroscopique en statique, et sous choc dynamique des composites à base de fibres végétale de Sisal et d'Alfa et d'un hybride des deux fibres avec des fraction volumique de 30% et de 40% et de résine époxy comme matrice. Dans un premier temps, un traitement chimique alcalin optimal a été choisi pour améliorer les propriétés des fibres et d'avoir une bonne adhésion entre la fibre et la matrice pour avoir un bon produit fini. Une étude chimique thermique et mécanique microscopique au niveau des fibres à révéler l'efficacité du traitement chimique effectuer. La décomposition chimique a révélé une augmentation du taux de cellulose dans les fibres ainsi qu'une diminution du taux de lignine et d'hémicellulose dans les fibres, l'augmentation du taux de cellulose augmenterait le degré de cristallinité impliquant une bonne résistance mécanique et un bon emboîtement chimique avec la matrice. Une étude thermique a aussi permis de dire que le traitement chimique effectuer confère au matériaux une bonne stabilité thermique cela signifie que le processus de traitement chimique améliore la capacité du matériau à résister aux variations de température, en le rendant plus stable thermiquement. Ce traitement peut modifier la structure moléculaire des fibres, et renforce ses liaisons chimiques avec la matrice qui améliorent sa résistance à la chaleur. Le comportement mécanique des 12 stratifiés a été analysé au moyen d'essais statiques visant à déterminer leurs principales caractéristiques et d'identifier les différents modes d'endommagement. Tout d'abord, des essais de traction uni-axiale ont été effectués sur des éprouvettes avec différentes géométrie de renfort et des fraction volumique. Ensuite, des essais de flexion 3-points ont été réalisés sur des éprouvettes pour chaque type de composites ainsi que des essais de compression. Cette analyse a révélé de bonnes propriétés spécifiques pour les composites à base de fibres d'Alfa tissées avec 40% de fibres d'Alfa, permettant d'envisager son utilisation pour certaines applications en complément voire en remplacement des composites classiques renforcés de fibres synthétiques. L'évolution des différents mécanismes d'endommagement a été observé avec un microscope électronique à balayage. Qui a permis de mettre en évidence les différents mécanismes d'endommagement au cours des essais. Il a été observé quatre classes d'endommagement (fissuration matricielle, décohésion interfaciale fibre/matrice, délaminage, et rupture des fibres) selon la géométrie des fibres

La deuxième partie de cette étude a eu pour objectif par ailleurs, d'étudier, dans un premier temps, la réponse des matériaux soumis à des impacts à faible vitesse et d'analyser l'influence

de la fraction volumique et de la géométrie des fibres et les types de fibres ainsi que leur hybridation sur la réponse de la structure. D'autre part, les mécanismes d'endommagement survenant sont identifiés et analysés. Les résultats obtenus apparaissent dispersés du fait du caractère très localisé de l'endommagement, révélant ainsi les variations locales importantes des propriétés mécaniques des différentes fibres et leurs géométries ainsi que leurs fractions volumiques. Cependant, une analyse des mécanismes d'endommagement a permis de mettre en évidence des dégradations importantes pour les composites avec 30% de fraction volumique à faibles niveaux d'énergie. De plus, une énergie critique impliquant la rupture en cisaillement, après la perforation du matériau a été identifiée. Les impacts imposés au-delà de cette énergie impliquent l'amorçage et la propagation d'une perforation totale. Ces différents mécanismes confèrent à la structure une bonne capacité à dissiper l'énergie de l'impact. Toutefois, des études supplémentaires apparaissent nécessaires pour pouvoir comparer objectivement la réponse de ce matériau à celui d'autres structures non biosourcées. Par exemple, d'autres configurations d'essais doivent être employées pour être étudiées. Des essais de fatigue cyclique en traction pour les composites tissés à 40% de renfort à des niveaux d'énergie. La durée de vie varie d'un matériau à un autre. D'après les résultats obtenus, les composites d'Alfa ont la plus grande durabilité suivie des composites hybrides enfin les composites de Sisal. Concernant la perte de rigidité, elle varie proportionnellement avec le niveau d'énergie. Comme pour la durée de vie les composites d'Alfa ont le plus grand module, et la perte est estimée à environ 70%. La variation de l'allongement suit le même ordre.

Ce travail a donc permis de proposer un composite à constituants naturels intégrant des contraintes environnementales. Ce composite se caractérise par des propriétés spécifiques en statique et à l'impact équivalentes à celles des fibres synthétiques. Ces bonnes propriétés mécaniques permettent d'élargir son domaine d'utilisation dans le cas des applications qui requièrent à la fois légèreté et des propriétés mécaniques élevées. Malgré les excellentes propriétés mécaniques du composite biosourcé, il sera toujours intéressant d'explorer d'autres voies complémentaires, comme par exemple : optimiser son comportement en introduisant une couche viscoélastique au sein du matériau et d'étudier son, L'impact de l'épaisseur de la couche viscoélastique, utiliser d'autres matériaux biosourcés, étudier son comportement à l'impact, ainsi que d'essayer de réparer ou bien de recycler les matériaux endommagés. Toutefois, du fait des exigences de certaines applications industrielles, il sera aussi nécessaire d'analyser le comportement des plaques ou des structures relativement complexes.

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [1] L. Gornet, « Généralités sur les matériaux composites », p. 48.
- [2] F. Touloum, A. Benchabane, et A. Kaci, « Valorisation des fibres naturelles de renfort pour matériaux composites. », p. 6.
- [3] A. Monti, « Élaboration et caractérisation mécanique d'une structure composite sandwich à base de constituants naturels », p. 232.
- [4] D. N. Saheb et J. P. Jog, « Natural fiber polymer composites: A review », *Adv. Polym. Technol.*, vol. 18, n° 4, p. 351-363, 1999, doi: 10.1002/(SICI)1098-2329(199924)18:4<351::AID-ADV6>3.0.CO;2-X.
- [5] N. Dujardin et M. de Conférences, « Un matériau biosourcé de choix : les fibres naturelles Caractérisations et applications », p. 42.
- [6] L. Yan, N. Chouw, et K. Jayaraman, « Flax fibre and its composites - A review », *Compos. Part B Eng.*, vol. 56, p. 296-317, août 2013, doi: 10.1016/j.compositesb.2013.08.014.
- [7] A. A. Abdul Nasir, A. I. Azmi, et A. N. M. Khalil, « Measurement and optimisation of residual tensile strength and delamination damage of drilled flax fibre reinforced composites », *Measurement*, vol. 75, p. 298-307, nov. 2015, doi: 10.1016/j.measurement.2015.07.046.
- [8] H. M. Akil, L. W. Cheng, Z. A. Mohd Ishak, A. Abu Bakar, et M. A. Abd Rahman, « Water absorption study on pultruded jute fibre reinforced unsaturated polyester composites », *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, n° 11, p. 1942-1948, sept. 2009, doi: 10.1016/j.compscitech.2009.04.014.
- [9] O. Faruk, A. K. Bledzki, H.-P. Fink, et M. Sain, « Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010 », *Prog. Polym. Sci.*, vol. 37, n° 11, p. 1552-1596, nov. 2012, doi: 10.1016/j.progpolymsci.2012.04.003.
- [10] K. G. Satyanarayana, G. G. C. Arizaga, et F. Wypych, « Biodegradable composites based on lignocellulosic fibers—An overview », *Prog. Polym. Sci.*, vol. 34, n° 9, p. 982-1021, sept. 2009, doi: 10.1016/j.progpolymsci.2008.12.002.
- [11] A. Arbelaiz, B. Fernández, G. Cantero, R. Llano-Ponte, A. Valea, et I. Mondragon, « Mechanical properties of flax fibre/polypropylene composites. Influence of fibre/matrix modification and glass fibre hybridization », *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, n° 12, p. 1637-1644, déc. 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2005.03.021.

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [12] H. Daoud, « Contribution à l'étude du comportement mécanique et vibratoire des composites biosourcés incorporant des matériaux fonctionnels », p. 193.
- [13] A. Bourmaud et C. Baley, « Rigidity analysis of polypropylene/vegetal fibre composites after recycling », *Polym. Degrad. Stab.*, vol. 94, n° 3, p. 297-305, mars 2009, doi: 10.1016/j.polymdegradstab.2008.12.010.
- [14] C. Santulli et A. P. Caruso, « Effect of Fibre Architecture on the Falling Weight Impact Properties of Hemp/Epoxy Composites ». Consulté le: 8 novembre 2018. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.ingentaconnect.com/content/asp/jbmb/2009/00000003/00000003/art00014>
- [15] A. Granato et K. Lücke, « Theory of Mechanical Damping Due to Dislocations », *J. Appl. Phys.*, vol. 27, n° 6, p. 583-593, juin 1956, doi: 10.1063/1.1722436.
- [16] R. Belhassen *et al.*, « Biocomposites based on *Alfa* fibers and starch-based biopolymer: BIOCOMPOSITES BASED ON ALPHA-FIBERS AND STARCH-BASED BIOPOLYMER », *Polym. Adv. Technol.*, vol. 20, n° 12, p. 1068-1075, déc. 2009, doi: 10.1002/pat.1364.
- [17] B. Messaoud, « CONTRIBUTION A LA CARACTERISATION ET A L'EXPLORATION DE LA MICROSTRUCTURE ET DES PROPRIETES DES CONSTITUANTS DU PALMIER. », p. 105.
- [18] J. C. Grandidier *et al.*, « Florian Gehring Etude du comportement mécanique et de l'endommagement de composites thermoplastiques renforcés de bres courtes de chanvre : Approche expérimentale et modélisation », p. 155.
- [19] B. Ringuette, « Matériaux composites à base de fibres de chanvre », p. 138.
- [20] J. Holbery et D. Houston, « Natural-fiber-reinforced polymer composites in automotive applications », *JOM*, vol. 58, n° 11, p. 80-86, nov. 2006, doi: 10.1007/s11837-006-0234-2.
- [21] « 58527_CHEOUR_2017_archivage.pdf ».
- [22] B. Wielage, T. Lampke, H. Utschick, et F. Soergel, « Processing of natural-fibre reinforced polymers and the resulting dynamic–mechanical properties », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 139, n° 1-3, p. 140-146, août 2003, doi: 10.1016/S0924-0136(03)00195-X.
- [23] F. Duc, P. E. Bourban, C. J. G. Plummer, et J.-A. E. Månson, « Damping of thermoset and thermoplastic flax fibre composites », *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 64, p. 115-123, sept. 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.04.016.

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [24] V. Placet, « Characterization of the thermo-mechanical behaviour of Hemp fibres intended for the manufacturing of high performance composites », *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 40, n° 8, p. 1111-1118, août 2009, doi: 10.1016/j.compositesa.2009.04.031.
- [25] C. BALEY, « Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites », Ref: TIP580WEB - « Matériaux fonctionnels ». Consulté le: 6 novembre 2018. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/archives-th12/archives-materiaux-fonctionnels-tian0/archive-1/fibres-naturelles-de-renfort-pour-materiaux-composites-n2220/>
- [26] A. M. Almusawi, « Mise en œuvre et optimisation des propriétés d'une structure sandwich en matériaux biosourcés (fibres et bois de chanvre) avec une matrice en polystyrène expansé pour le bâtiment », p. 198.
- [27] Y. Seki, M. Sarikanat, K. Sever, S. Erden, et H. Ali Gulec, « Effect of the low and radio frequency oxygen plasma treatment of jute fiber on mechanical properties of jute fiber/polyester composite », *Fibers Polym.*, vol. 11, n° 8, p. 1159-1164, déc. 2010, doi: 10.1007/s12221-010-1159-5.
- [28] S. Kalia, B. S. Kaith, et I. Kaur, « Pretreatments of natural fibers and their application as reinforcing material in polymer composites-A review », *Polym. Eng. Sci.*, vol. 49, n° 7, p. 1253-1272, juill. 2009, doi: 10.1002/pen.21328.
- [29] K. Borchani, « Développement d'un composite à base d'un polymère biodégradable et de fibres extraites de la plante d'Alfa », p. 137.
- [30] R. Agrawal, N. S. Saxena, K. B. Sharma, S. Thomas, et M. S. Sreekala, « Activation energy and crystallization kinetics of untreated and treated oil palm fibre reinforced phenol formaldehyde composites », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 277, n° 1-2, p. 77-82, janv. 2000, doi: 10.1016/S0921-5093(99)00556-0.
- [31] H. Ku, H. Wang, N. Pattarachaiyakoop, et M. Trada, « A review on the tensile properties of natural fiber reinforced polymer composites », *Compos. Part B Eng.*, vol. 42, n° 4, p. 856-873, juin 2011, doi: 10.1016/j.compositesb.2011.01.010.
- [32] « edilivre-les-fibres-d-agave-americana-l-asma-el-oudiani-slah-msahli-faouz-preview.pdf ».
- [33] A. Belaadi, A. Bezazi, M. Maache, et F. Scarpa, « Fatigue in Sisal Fiber Reinforced Polyester Composites: Hysteresis and Energy Dissipation », *Procedia Eng.*, vol. 74, p. 325-328, 2014, doi: 10.1016/j.proeng.2014.06.272.

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [34] A. Belaadi, A. Bezazi, M. Bouchak, et F. Scarpa, « Tensile static and fatigue behaviour of sisal fibres », *Mater. Des.*, vol. 46, p. 76-83, avr. 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.09.048.
- [35] K. Joseph, S. Thomas, et C. Pavithran, « Effect of chemical treatment on the tensile properties of short sisal fibre-reinforced polyethylene composites », *Polymer*, vol. 37, n° 23, p. 5139-5149, nov. 1996, doi: 10.1016/0032-3861(96)00144-9.
- [36] A. R. Martin, S. Manolache, L. H. C. Mattoso, R. M. Rowell, et F. Denes, « PLASMA MODIFICATION OF SISAL AND HIGH-DENSITY POLYETHYLENE COMPOSITES: EFFECT O », p. 8.
- [37] T. H. D. Sydenstricker, S. Mochnaz, et S. C. Amico, « Pull-out and other evaluations in sisal-reinforced polyester biocomposites », *Polym. Test.*, vol. 22, n° 4, p. 375-380, juin 2003, doi: 10.1016/S0142-9418(02)00116-2.
- [38] G. L. E. Prasad, B. S. K. Gowda, et R. Velmurugan, « Comparative Study of Impact Strength Characteristics of Treated and Untreated Sisal Polyester Composites », *Procedia Eng.*, vol. 173, p. 778-785, 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2016.12.096.
- [39] A. Orue, A. Eceiza, et A. Arbelaiz, « The effect of sisal fiber surface treatments, plasticizer addition and annealing process on the crystallization and the thermo-mechanical properties of poly(lactic acid) composites », *Ind. Crops Prod.*, vol. 118, p. 321-333, août 2018, doi: 10.1016/j.indcrop.2018.03.068.
- [40] S. Mishra et J. B. Naik*, « Effect of Treatment of Maleic Anhydride on Mechanical Properties of Natural Fiber: Polystyrene Composites », *Polym.-Plast. Technol. Eng.*, vol. 44, n° 4, p. 663-675, mai 2005, doi: 10.1081/PTE-200057814.
- [41] P. V. Joseph, M. S. Rabello, L. H. C. Mattoso, K. Joseph, et S. Thomas, « Environmental effects on the degradation behaviour of sisal fibre reinforced polypropylene composites », *Compos. Sci. Technol.*, vol. 62, n° 10-11, p. 1357-1372, août 2002, doi: 10.1016/S0266-3538(02)00080-5.
- [42] A. N. Towo et M. P. Ansell, « Fatigue of sisal fibre reinforced composites: Constant-life diagrams and hysteresis loop capture », *Compos. Sci. Technol.*, vol. 68, n° 3-4, p. 915-924, mars 2008, doi: 10.1016/j.compscitech.2007.08.021.
- [43] A. N. Towo et M. P. Ansell, « Fatigue evaluation and dynamic mechanical thermal analysis of sisal fibre–thermosetting resin composites », *Compos. Sci. Technol.*, vol. 68, n° 3-4, p. 925-932, mars 2008, doi: 10.1016/j.compscitech.2007.08.022.

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [44] W. Wongsorat, N. Suppakarn, et K. Jarukumjorn, « Mechanical Properties, Morphological Properties, and Cure Characteristics of Sisal Fiber/Natural Rubber Composites: Effects of Fiber and Compatibilizer Content », *Adv. Mater. Res.*, vol. 123-125, p. 1171-1174, août 2010, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.123-125.1171.
- [45] P. Antich, A. Vázquez, I. Mondragon, et C. Bernal, « Mechanical behavior of high impact polystyrene reinforced with short sisal fibers », *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 37, n° 1, p. 139-150, janv. 2006, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.12.002.
- [46] S. Mishra *et al.*, « Studies on mechanical performance of biofibre/glass reinforced polyester hybrid composites », *Compos. Sci. Technol.*, vol. 63, n° 10, p. 1377-1385, août 2003, doi: 10.1016/S0266-3538(03)00084-8.
- [47] Akash, N. S. Venkatesha Gupta, et K. V. Sreenivas Rao, « An Experimental Study on Sisal/Hemp Fiber Reinforced Hybrid Composites », *Mater. Today Proc.*, vol. 5, n° 2, p. 7383-7387, 2018, doi: 10.1016/j.matpr.2017.11.408.
- [48] A. Devaraju et P. Sivasamy, « Comparative Analysis of Mechanical Characteristics of Sisal Fibre Composite with and without Nano Particles », *Mater. Today Proc.*, vol. 5, n° 6, p. 14362-14366, 2018, doi: 10.1016/j.matpr.2018.03.020.
- [49] I. S. Phani Sushma, B. Vasundhar, et N. V. Jagadeesh Varma, « Fabrication and experimental evaluation of properties with reinforcement of polyester resin with sisal fibre », *Mater. Today Proc.*, vol. 5, n° 13, p. 27081-27087, 2018, doi: 10.1016/j.matpr.2018.09.013.
- [50] S. Ramalingam, R. Murugasan, et M. N. Nagabhushana, « Laboratory performance evaluation of environmentally sustainable sisal fibre reinforced bituminous mixes », *Constr. Build. Mater.*, vol. 148, p. 22-29, sept. 2017, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2017.05.006.
- [51] L. M. G. Vieira, J. C. dos Santos, T. H. Panzera, J. C. C. Rubio, et F. Scarpa, « Novel fibre metal laminate sandwich composite structure with sisal woven core », *Ind. Crops Prod.*, vol. 99, p. 189-195, mai 2017, doi: 10.1016/j.indcrop.2017.02.008.
- [52] B. Zuccarello, G. Marannano, et A. Mancino, « Optimal manufacturing and mechanical characterization of high performance biocomposites reinforced by sisal fibers », *Compos. Struct.*, vol. 194, p. 575-583, juin 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.04.007.

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [53] P. Sahu et M. K. Gupta, « PLA Coated Sisal Fibre Reinforced Polyester Composite: Static and Dynamic Mechanical Properties », *Mater. Today Proc.*, vol. 5, n° 9, p. 19799-19807, 2018, doi: 10.1016/j.matpr.2018.06.343.
- [54] I. Soto Izquierdo, O. Soto Izquierdo, M. A. Ramalho, et A. Taliercio, « Sisal fiber reinforced hollow concrete blocks for structural applications: Testing and modeling », *Constr. Build. Mater.*, vol. 151, p. 98-112, oct. 2017, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2017.06.072.
- [55] A. Belaadi, M. Bourchak, et H. Aouici, « Mechanical properties of vegetal yarn: Statistical approach », *Compos. Part B Eng.*, vol. 106, p. 139-153, déc. 2016, doi: 10.1016/j.compositesb.2016.09.033.
- [56] H. Ma, Y. Li, et D. Wang, « Investigations of fiber twist on the mechanical properties of sisal fiber yarns and their composites », *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 33, n° 7, p. 687-696, avr. 2014, doi: 10.1177/0731684413520187.
- [57] M. Ashok Kumar, G. Ramachandra Reddy, Y. Siva Bharathi, S. Venkata Naidu, et V. Naga Prasad Naidu, « Frictional Coefficient, Hardness, Impact Strength, and Chemical Resistance of Reinforced Sisal-Glass Fiber Epoxy Hybrid Composites », *J. Compos. Mater.*, vol. 44, n° 26, p. 3195-3202, déc. 2010, doi: 10.1177/0021998310371551.
- [58] « L'alfa: une plante d'une grande valeur écologique », *Ecologie.ma*. Consulté le: 30 août 2019. [En ligne]. Disponible sur: <https://ecologie.ma/lalfa/>
- [59] S. B. Brahim et R. B. Cheikh, « Influence of fibre orientation and volume fraction on the tensile properties of unidirectional Alfa-polyester composite », *Compos. Sci. Technol.*, vol. 67, n° 1, p. 140-147, janv. 2007, doi: 10.1016/j.compscitech.2005.10.006.
- [60] E. Rogge, « Extraction et étude des propriétés physiques et mécaniques des fibres d'Alfa (Espartogress) en vue d'applications textiles », p. 84.
- [61] M. Dallel, « Evaluation du potentiel textile des fibres d'Alfa (*Stipa Tenacissima* L.): caractérisation physico-chimique de la fibre au fil », p. 154.
- [62] H. Mechakra, A. Nour, S. Lecheb, et A. Chellil, « Mechanical characterizations of composite material with short Alfa fibers reinforcement », *Compos. Struct.*, vol. 124, p. 152-162, juin 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.01.010.
- [63] F. Z. Arrakhiz, M. Elachaby, R. Bouhfid, S. Vaudreuil, M. Essassi, et A. Qaiss, « Mechanical and thermal properties of polypropylene reinforced with Alfa fiber under different chemical treatment », *Mater. Des.*, vol. 35, p. 318-322, mars 2012, doi: 10.1016/j.matdes.2011.09.023.

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [64] M. Rokbi, H. Osmani, A. Imad, et N. Benseddiq, « Effect of Chemical treatment on Flexure Properties of Natural Fiber-reinforced Polyester Composite », *Procedia Eng.*, vol. 10, p. 2092-2097, janv. 2011, doi: 10.1016/j.proeng.2011.04.346.
- [65] K. Labidi, O. Korhonen, M. Zrida, A. H. Hamzaoui, et T. Budtova, « All-cellulose composites from alfa and wood fibers », *Ind. Crops Prod.*, vol. 127, p. 135-141, janv. 2019, doi: 10.1016/j.indcrop.2018.10.055.
- [66] A. Nour, H. Mechakra, B. Benkoussas, I. Tawfiq, A. T. Settet, et R. Renane, « Modeling a Composite Reinforced with Short Alfa Fibers to Determine its Fatigue and Structural Homogenization », *Mech. Compos. Mater.*, vol. 54, n° 4, p. 487-498, sept. 2018, doi: 10.1007/s11029-018-9758-0.
- [67] S. Helaili, M. Chafra, et Y. Chevalier, « Natural fiber alfa/epoxy randomly reinforced composite mechanical properties identification », *Structures*, vol. 34, p. 542-549, déc. 2021, doi: 10.1016/j.istruc.2021.07.095.
- [68] S. Ajouguim, J. Page, C. Djelal, M. Waqif, et L. Saâdi, « Impact of Alfa fibers morphology on hydration kinetics and mechanical properties of cement mortars », *Constr. Build. Mater.*, vol. 293, p. 123514, juill. 2021, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2021.123514.
- [69] S. Ajouguim, K. Abdelouahdi, M. Waqif, M. Stefanidou, et L. Saâdi, « Modifications of Alfa fibers by alkali and hydrothermal treatment », *Cellulose*, vol. 26, n° 3, p. 1503-1516, févr. 2019, doi: 10.1007/s10570-018-2181-9.
- [70] Y. Cherradi, I. C. Rosca, C. Cerbu, H. Kebir, A. Guendouz, et M. Benyoucef, « Acoustic properties for composite materials based on alfa and wood fibers », *Appl. Acoust.*, vol. 174, p. 107759, mars 2021, doi: 10.1016/j.apacoust.2020.107759.
- [71] S. Helaili, W. Mankai, et M. Chafra, « Pressure Calculation and Fatigue of a Trans-tibial Prosthetic Socket Made from Natural Fiber Composite », in *Advances in Acoustics and Vibration III*, vol. 17, N. Feki, M. S. Abbes, M. Taktak, M. Amine Ben Souf, F. Chaari, et M. Haddar, Éd., in Applied Condition Monitoring, vol. 17. , Cham: Springer International Publishing, 2021, p. 199-209. doi: 10.1007/978-3-030-76517-0_22.
- [72] J.-M. Berthelot, « Mécanique des Matériaux et Structures Composites », p. 667.
- [73] J. Brunbauer, H. Stadler, et G. Pinter, « Mechanical properties, fatigue damage and microstructure of carbon/epoxylaminates depending on fibre volume content », *Int. J. Fatigue*, vol. 70, p. 85-92, janv. 2015, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.08.007.

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [74] M. Zhang, M. Rong, et X. Lu, « Fully biodegradable natural fiber composites from renewable resources: All-plant fiber composites », *Compos. Sci. Technol.*, vol. 65, n° 15-16, p. 2514-2525, déc. 2005, doi: 10.1016/j.compscitech.2005.06.018.
- [75] I. M. Daniel, J.-J. Luo, et P. M. Schubel, « Three-dimensional characterization of textile composites », *Compos. Part B Eng.*, vol. 39, n° 1, p. 13-19, janv. 2008, doi: 10.1016/j.compositesb.2007.02.002.
- [76] M. Karayaka et P. Kurath, « Deformation and Failure Behavior of Woven Composite Laminates », *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 116, n° 2, p. 222, 1994, doi: 10.1115/1.2904277.
- [77] rafik Halimi, « Etude du comportement à l'endommagement des matériaux composites stratifiés », thèse doctorat, faculté des sciences de l'ingénieur, Boumerdes, 2018.
- [78] « fiche technique peinture epoxy antistatique (1).pdf ».
- [79] F. E. El-Abbassi, M. Assarar, R. Ayad, et N. Lamdouar, « Effect of alkali treatment on Alfa fibre as reinforcement for polypropylene based eco-composites: Mechanical behaviour and water ageing », *Compos. Struct.*, vol. 133, p. 451-457, déc. 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.07.112.
- [80] K. E. Borchani, C. Carrot, et M. Jaziri, « Untreated and alkali treated fibers from Alfa stem: effect of alkali treatment on structural, morphological and thermal features », *Cellulose*, vol. 22, n° 3, p. 1577-1589, juin 2015, doi: 10.1007/s10570-015-0583-5.
- [81] S. Kadem, R. Irinislimane, et N. Belhaneche-Bensemra, « Novel Biocomposites Based on Sunflower Oil and Alfa Fibers as Renewable Resources », *J. Polym. Environ.*, vol. 26, n° 7, p. 3086-3096, juill. 2018, doi: 10.1007/s10924-018-1196-5.
- [82] M. El Achaby, Z. Kassab, A. Barakat, et A. Aboulkas, « Alfa fibers as viable sustainable source for cellulose nanocrystals extraction: Application for improving the tensile properties of biopolymer nanocomposite films », *Ind. Crops Prod.*, vol. 112, p. 499-510, févr. 2018, doi: 10.1016/j.indcrop.2017.12.049.
- [83] A. Benyahia, A. Merrouche, Z. E. A. Rahmouni, M. Rokbi, W. Serge, et Z. Kouadri, « Study of the alkali treatment effect on the mechanical behavior of the composite unsaturated polyester-Alfa fibers », *Mech. Ind.*, vol. 15, n° 1, p. 69-73, 2014, doi: 10.1051/meca/2013082.
- [84] « Selsabil Rokia Laraba.pdf ».
- [85] P. Haldar, N. Modak, et G. Sutradhar, « Comparative Evaluation of Mechanical Properties of Sisal-Epoxy Composites With and Without Addition of Aluminium

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- Powder », *Mater. Today Proc.*, vol. 4, n° 2, p. 3397-3406, 2017, doi: 10.1016/j.matpr.2017.02.228.
- [86] « SSRN-id4049462.pdf ».
- [87] S. Hanana, A. Elloumi, V. Placet, H. Tounsi, H. Belghith, et C. Bradai, « An efficient enzymatic-based process for the extraction of high-mechanical properties alfa fibres », *Ind. Crops Prod.*, vol. 70, p. 190-200, août 2015, doi: 10.1016/j.indcrop.2015.03.018.
- [88] D. Tesfay, S. Balakrishnan, F. Ashine, et P. Sivaprakasam, « Sisal fibre / polypropylene composites properties by plunger injection moulding », *Mater. Today Proc.*, p. S2214785322019150, avr. 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2022.03.565.
- [89] N. Benouadah, D. Aliouche, A. Pranovich, et S. Willför, « Chemical characterization of *Pinus halepensis* sapwood and heartwood », *Wood Mater. Sci. Eng.*, vol. 14, n° 3, p. 157-164, mai 2019, doi: 10.1080/17480272.2018.1448436.
- [90] Z. Belouadah, A. Ati, et M. Rokbi, « Characterization of new natural cellulosic fiber from *Lygeumspartum* L. », *Carbohydr. Polym.*, vol. 134, p. 429-437, déc. 2015, doi: 10.1016/j.carbpol.2015.08.024.
- [91] W. Ouarhim, H. Essabir, M.-O. Bensalah, D. Rodrigue, R. Bouhfid, et A. elkacem Qaiss, « A Comparison between Sabra and Alfa Fibers in Rubber Biocomposites », *J. Bionic Eng.*, vol. 16, n° 4, p. 754-767, juill. 2019, doi: 10.1007/s42235-019-0061-0.
- [92] M. Rajesh, J. Kandasamy, D. Mallikarjuna Reddy, V. Mugeshkannan, et V. R. Kar, « Experimental Characterization for Natural Fiber and Hybrid Composites », in *Structural Health Monitoring System for Synthetic, Hybrid and Natural Fiber Composites*, M. Jawaid, A. Hamdan, et M. T. Hameed Sultan, Éd., Singapore: Springer Singapore, 2021, p. 71-83. doi: 10.1007/978-981-15-8840-2_6.
- [93] A. Bessadok, S. Marais, S. Roudesli, C. Lixon, et M. Métayer, « Influence of chemical modifications on water-sorption and mechanical properties of Agave fibres », *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 39, n° 1, p. 29-45, janv. 2008, doi: 10.1016/j.compositesa.2007.09.007.
- [94] E. M. Maafi, L. Tighzert, et F. Malek, « Elaboration and characterization of composites of castor oil-based polyurethane and fibers from alfa stems », *J. Appl. Polym. Sci.*, p. n/a-n/a, 2010, doi: 10.1002/app.32464.

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [95] W. Yu, Y. Yi, H. Wang, Y. Yang, L. Zeng, et Z. Tan, « Light-colored cellulose nanofibrils produced from raw sisal fibers without costly bleaching », *Ind. Crops Prod.*, vol. 172, p. 114009, nov. 2021, doi: 10.1016/j.indcrop.2021.114009.
- [96] S. Sair, S. Mansouri, O. Tanane, Y. Abboud, et A. El Bouari, « Alfa fiber-polyurethane composite as a thermal and acoustic insulation material for building applications », *SN Appl. Sci.*, vol. 1, n° 7, p. 667, juill. 2019, doi: 10.1007/s42452-019-0685-z.
- [97] D. Trache, A. Donnot, K. Khimeche, R. Benelmir, et N. Brosse, « Physico-chemical properties and thermal stability of microcrystalline cellulose isolated from Alfa fibres », *Carbohydr. Polym.*, vol. 104, p. 223-230, avr. 2014, doi: 10.1016/j.carbpol.2014.01.058.
- [98] « S. M. R. Khalili, O. Rahmani, K. Malekzadeh Fard & O. T. Thomsen (2014) High-Order Modeling of Circular Cylindrical Composite Sandwich Shells with a Transversely Compliant Core Subjected to Low Velocity Impact, *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 21:8, 680-695, DOI: 10.1080/15376494.2012.707297 ».
- [99] « Bessa et al. - 2021 - Morphological, thermal and mechanical properties o.pdf ».
- [100] . L. G., . M. Z., et . S. R., « Physical and Mechanical Characterization of Technical Esparto (Alfa) Fibres », *J. Appl. Sci.*, vol. 6, n° 11, p. 2450-2455, mai 2006, doi: 10.3923/jas.2006.2450.2455.
- [101] L. Prasad, V. Singh, R. V. Patel, A. Yadav, V. Kumar, et J. Winczek, « Physical and Mechanical Properties of Rambans (Agave) Fiber Reinforced with Polyester Composite Materials », *J. Nat. Fibers*, p. 1-15, mars 2021, doi: 10.1080/15440478.2021.1904481.
- [102] N. Venkateshwaran, A. ElayaPerumal, A. Alavudeen, et M. Thiruchitrambalam, « Mechanical and water absorption behaviour of banana/sisal reinforced hybrid composites », *Mater. Des.*, vol. 32, n° 7, p. 4017-4021, août 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2011.03.002.
- [103] M. Idicula, S. K. Malhotra, K. Joseph, et S. Thomas, « Dynamic mechanical analysis of randomly oriented intimately mixed short banana/sisal hybrid fibre reinforced polyester composites », *Compos. Sci. Technol.*, vol. 65, n° 7-8, p. 1077-1087, juin 2005, doi: 10.1016/j.compscitech.2004.10.023.
- [104] C. Mokhtari, T. Harit, R. Khiari, et F. Malek, « Biobased composites from jojoba oil and fibers from alfa stems: Elaboration and characterization », *Ind. Crops Prod.*, vol. 176, p. 114294, févr. 2022, doi: 10.1016/j.indcrop.2021.114294.

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [105] « Benedict Lawrence Sya , Zouheir Fawaza,* , Habiba Bougherarab. Numerical simulation correlating the low velocity impact behaviour of flax/ epoxy laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2019;126: 105582 <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2019.105582> ».
- [106] « Lin Zhou, Jifang Zeng, Lili Jiang, and Hong Hu. Low-velocity impact properties of 3D auxetic textile composite. *Polymers. J Mater Sci* 2018; 53:3899–3914. <https://doi.org/10.1007/s10853-017-1789-8> ».
- [107] « M. Muneer Ahmed, H.N. Dhakal, Z.Y. Zhang, A. Barouni, R. Zahari. Enhancement of impact toughness and damage behaviour of natural fibre reinforced composites and their hybrids through novel improvement techniques: A critical review. *Composite Structures* 2021; 259: 113496. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.113496> ».
- [108] « A.T. Martins, Z. Aboura, W. Harizi, A. Laksimi, K. Khellil. Analysis of the impact and compression after impact behavior of tufted laminated composites. *Composite Structures* 2018;184: 352–361. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.09.096>. »
- [109] « A. U. Ude, A. K. Ariffin, C. H. Azhari. An Experimental Investigation on the Response of Woven Natural Silk Fiber/Epoxy Sandwich Composite Panels Under Low Velocity Impact. *Fibers and Polymers* 2013;14(1):127-132. DOI 10.1007/s12221-013-0127-2. »
- [110] « K. Hamamoussea, Z. Sereira, R. Benzidanea, F. Gehringb, M. Gominac, C. Poilâneb. Experimental and numerical studies on the low-velocity impact response of orthogrid epoxy panels reinforced with short plant fibers. *Composite Structures* 2019; 211: 469–480. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.01.005>. »
- [111] « M.G.Suresh, R.Suresh. Evaluation of Tensile Properties of Jute Natural Fiber Reinforced PU Polymer Matrix Composite Material. *International Journal of Engineering and Advanced Technology (IJEAT)* ISSN: 2249 – 8958. 2019;8 (6):335-339. DOI: 10.35940/ijeat.E7670.088619. »
- [112] « Murugan, M.A., Jayaseelan, V., Jayabalakrishnan, D. et al. Low Velocity Impact and Mechanical Behaviour of Shot Blasted SiC Wire-Mesh and Silane-Treated Aloe vera/Hemp/Flax-Reinforced SiC Whisker Modified Epoxy Resin Composites. *Silicon* 12, 1847–1856 (2020). <https://doi.org/10.1007/s12633-019-00297-0>. »
- [113] « Li, Y., Zhong, J. & Fu, K. Low-Velocity Impact and Compression-After-Impact Behaviour of Flax Fibre-Reinforced Composites. *Acta Mech. Solida Sin.* 33, 431–448 (2020). <https://doi.org/10.1007/s10338-019-00158-8>. »

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [114] « Sun, Y., Cai, ZB., Wu, SB. et al. Effect of Cycling Low Velocity Impact on Mechanical and Wear Properties of CFRP Laminate Composites. *Chin. J. Mech. Eng.* 31, 112 (2018). <https://doi.org/10.1186/s10033-018-0305-7>. »
- [115] « Abida M., Mars J., Gehring F., Vivet A., Dammak F. (2018) Anisotropic Elastic–Viscoplastic Modelling of a Quasi-unidirectional Flax Fibre-Reinforced Epoxy Subjected to Low-Velocity Impact. In: Haddar M., Chaari F., Benamara A., Chouchane M., Karra C., Aifaoui N. (eds) *Design and Modeling of Mechanical Systems—III. CMSM 2017. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-319-66697-6_17 ».
- [116] « Priyanka, P., Dixit, A. & Mali, H.S. High-Strength Hybrid Textile Composites with Carbon, Kevlar, and E-Glass Fibers for Impact-Resistant Structures. A Review.. *Mech Compos Mater* 53, 685–704 (2017). <https://doi.org/10.1007/s11029-017-9696-2>. »
- [117] « Gassan, J., Bledzki, A.K. Possibilities to Improve the Properties of Natural Fiber Reinforced Plastics by Fiber Modification – Jute Polypropylene Composites –. *Applied Composite Materials* 7, 373–385 (2000). <https://doi.org/10.1023/A:1026542208108> ».
- [118] « Chaker A., Koubaa S., Mars J., Gehring F., Dammak F., Vivet A. (2021) Simulation of Low Velocity Impact of Epoxy-Flax Fibers Composite Using Solid Shell Finite Element. In: Kharrat M., Baccar M., Dammak F. (eds) *Advances in Mechanical Engineering, Materials and Mechanics. ICAMEM 2019. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Springer, Cham. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-52071-> ».
- [119] « Adesina, O.T., Jamiru, T., Sadiku, E.R. et al. Mechanical evaluation of hybrid natural fibre–reinforced polymeric composites for automotive bumper beam: a review. *Int J Adv Manuf Technol* 103, 1781–1797 (2019). <https://doi.org/10.1007/s00170-019-03638-w> ».
- [120] « Ali, A., Nasir, M.A., Khalid, M.Y. et al. Experimental and numerical characterization of mechanical properties of carbon/jute fabric reinforced epoxy hybrid composites. *J Mech Sci Technol* 33, 4217–4226 (2019). <https://doi.org/10.1007/s12206-019-0817-9>. »
- [121] « Mohamed Habibi , Saber Selmi , Luc Laperrière , Hojjat Mahi & Sousso Kelouwani (2020) Post-Impact Compression Behavior of Natural Flax Fiber Composites, *Journal of Natural Fibers*, 17:11, 1683-1691, DOI: 10.1080/15440478.2019.1588829 ».
- [122] « Suhas Yeshwant Nayak, Mohamed Thariq Hameed Sultan, Satish B. Shenoy, Chandrakant R. Kini, Rashmi Samant, Ain Umaira Md Shah & P. Amuthakkannan (2020)

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- Potential of Natural Fibers in Composites for Ballistic Applications – A Review, *Journal of Natural Fibers*, DOI: 10.1080/15440478.2020.1787919 ».
- [123] « Abdul Jabbar, Jown Hussain, Abdul Basit, M. Salman Naeem, M. Usman Javaid, Mehmet Karahan & Ahsan Nazir (2020) Influence of Chemical Treatments and Nanocellulose Spray Coating on the Mechanical, Low Velocity Impact and Compression after Impact Performance of Nonwoven Jute Composites, *Journal of Natural Fibers*, 17:12, 1785-1797, DOI: 10.1080/15440478.2019.1598918 ».
- [124] « M. A. Torabizadeh & M. M. Shokrieh (2016) An experimental and numerical study of the dynamic response of composites under impact at low temperatures, *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 23:6, 615-623. <https://doi.org/10.1080/15376494.2015.1017677> ».
- [125] « T. Krishnan, S. Jayabal & V. Naveen Krishna (2020) Tensile, flexural, impact, and hardness properties of alkaline-treated Sunnhemp fiber reinforced polyester composites, *Journal of Natural Fibers*, 17:3, 326-336, DOI: 10.1080/15440478.2018.1492488 ».
- [126] « Edison E. Haro, Akindele G. Odeshi & Jerzy A. Szpunar (2018) The Effects of Micro- and Nano-Fillers' Additions on the Dynamic Impact Response of Hybrid Composite Armors Made of HDPE Reinforced with Kevlar Short Fibers, *Polymer-Plastics Technology and Engineering*, 57:7, 609-624, <https://doi-org.sndll.arn.dz/10.1080/03602559.2017.1332207> ».
- [127] « F. Sarasini, J. Tirillò, L. Lampani, E. Barbero, S. Sanchez-Saez, T. Valente, P. Gaudenzi & C. Scarponi (2020) Impact behavior of sandwich structures made of flax/epoxy face sheets and agglomerated cork, *Journal of Natural Fibers*, 17:2, 168-188. »
- [128] « Sathyaseelan P, Prabhukumar Sellamuthu & Lakshmanan Palanimuthu (2020) Influence of stacking sequence on mechanical properties of areca-kenaf fiber- reinforced polymer hybrid composite, *Journal of Natural Fibers*, DOI: 10.1080/15440478.2020.1745118. »
- [129] « Ratna A. V. Ratna Prasad, K. Balakotesara Rao, K. Mohana Rao, K. Ramanaiah & S. P. Kumar Gudapati (2015) Influence of Nanoclay on the Mechanical Performance of Wild Cane Grass Fiber-Reinforced Polyester Nanocomposites, *International Journal of Polymer Analysis and Characterization*, 20:6, 541-556. <https://doi.org/10.1080/1023666X.2015.1053335> ».
- [130] « Chunjian Mao & Chao Zhang (2020) Numerical analysis of influence factors on low-velocity impact damage of stitched composite laminates, *Mechanics of Advanced*

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- Materials and Structures, 27:12, 1019-1028. <https://doi-org.sndll.arn.dz/10.1080/15376494.2018.1504359> ».
- [131] « Aidy Ali, Z. R. Shaker, A. Khalina & S. M. Sapuan (2011) Development of Anti-Ballistic Board from Ramie Fiber, Polymer-Plastics Technology and Engineering, 50:6, 622-634. <https://doi-org.sndll.arn.dz/10.1080/03602559.2010.551381> ».
- [132] « Mohamad Midani, Abdel-Fattah M. Seyam, Amanda Sousa Monteiro & Julia Baruque-Ramos (2020) Effect of structural parameters on the impact properties of multilayer composites from Tururi palm (*Manicariasaccifera*Gaertn.) fibrous material, Journal of Natural Fibers, 17:2, 284-297. <https://doi-org.sndll.arn.dz/10.1080/15440478.2018.1491369> ».
- [133] « Minghao Jia, Wanzi Xie, Kejing Yu, Xuefeng Lu & Kun Qian (2020) Analyses on impact behaviour and reinforcement mechanism of basalt fiber and textile reinforced cement-based composite materials, The Journal of The Textile Institute. <https://doi-org.sndll.arn.dz/10.1080/00405000.2020.1848112>. »
- [134] F. de Andrade Silva, B. Mobasher, et R. D. T. Filho, « Fatigue behavior of sisal fiber reinforced cement composites », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, n° 21-22, p. 5507-5513, août 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.05.007.
- [135] A. Fotouh, J. D. Wolodko, et M. G. Lipsett, « Fatigue of natural fiber thermoplastic composites », *Compos. Part B Eng.*, vol. 62, p. 175-182, juin 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2014.02.023.
- [136] D. V. Osti de Moraes, R. Magnabosco, G. H. Bolognesi Donato, S. H. Prado Bettini, et M. C. Antunes, « Influence of loading frequency on the fatigue behaviour of coir fibre reinforced PP composite », *Polym. Test.*, vol. 41, p. 184-190, févr. 2015, doi: 10.1016/j.polymertesting.2014.12.002.
- [137] A. Elouaer, Z. Aboura, R. Ayad, et H. Sabhi, « Suivi de l'endommagement en fatigue des composites à base de fibres végétales », p. 11, 2009.
- [138] « Elouaer et al. - 2009 - Suivi de l'endommagement en fatigue des composites.pdf ».
- [139] W. Van Paepegem, « A new coupled approach of residual stiffness and strength for fatigue of fibre-reinforced composites », *Int. J. Fatigue*, vol. 24, n° 7, p. 747-762, juill. 2002, doi: 10.1016/S0142-1123(01)00194-3.
- [140] A. Shahzad, « Investigation into fatigue strength of natural/synthetic fiber-based composite materials », in *Mechanical and Physical Testing of Biocomposites, Fibre-*

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUE

Reinforced Composites and Hybrid Composites, Elsevier, 2019, p. 215-239. doi:
10.1016/B978-0-08-102292-4.00012-6.

Annex 1

Grandeur mécanique

En tout point M d'un milieu continu, l'état des contraintes et de déformation est entièrement déterminé par la connaissance du *tenseur* Ce tenseur est un tenseur de rang 2, symétrique, représenté par la matrice :

$$\varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{xz} \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{yy} & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{xz} & \varepsilon_{yz} & \varepsilon_{zz} \end{bmatrix} \quad \varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \varepsilon_{zz} \\ 2\varepsilon_{yz} \\ 2\varepsilon_{xz} \\ 2\varepsilon_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \varepsilon_{zz} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix}$$

AVEC $\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta u_i}{\Delta x_j} + \frac{\Delta u_j}{\Delta x_i} \right)$ ET $\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ji}$ pour raison de symétrie

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{xy} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} & \sigma_{yz} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \quad \sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{zz} \\ \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix}$$

Avec $\delta_{ij} = \delta_{ji}$ pour raison d'équilibre

Comportement élastique

C'est le lien de proportionnalité entre entre le tenseur des contraintes et le tenseur des déformations C_{ijkl} où représente le tenseur des rigidités et S_{ijkl} le tenseur des souplesses, tenseurs d'ordre quatre et inverses l'un de l'autre

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sqrt{2}\sigma_{23} \\ \sqrt{2}\sigma_{13} \\ \sqrt{2}\sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{14} & C_{24} & C_{34} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{15} & C_{25} & C_{35} & C_{45} & C_{55} & C_{56} \\ C_{16} & C_{26} & C_{36} & C_{46} & C_{56} & C_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{23} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{13} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{12} \end{pmatrix}$$

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{23} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{13} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & S_{14} & S_{15} & S_{16} \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & S_{24} & S_{25} & S_{26} \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & S_{34} & S_{35} & S_{36} \\ S_{14} & S_{24} & S_{34} & S_{44} & S_{45} & S_{46} \\ S_{15} & S_{25} & S_{35} & S_{45} & S_{55} & S_{56} \\ S_{16} & S_{26} & S_{36} & S_{46} & S_{56} & S_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sqrt{2}\sigma_{23} \\ \sqrt{2}\sigma_{13} \\ \sqrt{2}\sigma_{12} \end{pmatrix}$$

Comportement élastique matériau orthotrope

$$\varepsilon_{11} = \frac{\sigma_{11} - \nu_{12}\sigma_{22} - \nu_{13}\sigma_{33}}{E_1}$$

$$\varepsilon_{22} = \frac{-\nu_{21}\sigma_{11} + \sigma_{22} - \nu_{23}\sigma_{33}}{E_2}$$

$$\varepsilon_{33} = \frac{-\nu_{31}\sigma_{11} - \nu_{32}\sigma_{22} + \sigma_{33}}{E_3}$$

$$2\varepsilon_{23} = \frac{\sigma_{23}}{G_{23}}$$

$$2\varepsilon_{13} = \frac{\sigma_{13}}{G_{13}}$$

$$2\varepsilon_{12} = \frac{\sigma_{12}}{G_{12}}$$

Après avoir décrit la déformation et la contrainte dans le réel du pli il faut maintenant décrire le comportement et le transférer dans le repère pièce ou le coefficient c_{ijkl} dans le repère (x,y,z) sont exprimé en fonction des coefficients exprimé dans le repère (1,2,3) par les relation suivante

Changement de repère pour la déformation

$$\varepsilon_{11} = c^2\varepsilon_{xx} + s^2\varepsilon_{yy} + cs(2\varepsilon_{xy})$$

$$\varepsilon_{22} = s^2\varepsilon_{xx} + c^2\varepsilon_{yy} - cs(2\varepsilon_{xy})$$

$$2\varepsilon_{12} = -2cs\varepsilon_{xx} + 2cs\varepsilon_{yy} + (c^2 - s^2)(2\varepsilon_{xy}) \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ 2\varepsilon_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & cs \\ s^2 & c^2 & -cs \\ -2cs & 2cs & c^2 - s^2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ 2\varepsilon_{xy} \end{bmatrix}$$

Changement de repère pour la contrainte

$$\sigma_{11} = c^2\sigma_{xx} + s^2\sigma_{yy} + 2cs\sigma_{xy}$$

$$\sigma_{22} = s^2\sigma_{xx} + c^2\sigma_{yy} + 2cs\sigma_{xy} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 2cs \\ s^2 & c^2 & -2cs \\ -cs & cs & c^2 - s^2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix}$$

$$\sigma_{12} = -cs\sigma_{xx} + cs\sigma_{yy} + (c^2 - s^2)\sigma_{xy}$$

- comportement élastique en contrainte plane dan le repère ‘matériau’
- $\sigma_{11} = C_{1111}\varepsilon_{11} + C_{1122}\varepsilon_{22} C_{1111} = \frac{E_1}{1-\nu_{12}\nu_{21}}$
- $\sigma_{22} = C_{2211}\varepsilon_{11} + C_{2222}\varepsilon_{22}$ Où $C_{2222} = \frac{E_2}{1-\nu_{12}\nu_{21}}$

Annexes

- $\sigma_{12} = C_{1212}(2\varepsilon_{12})C_{1122} = C_{2211} = \frac{v_{12}E_2}{1-v_{12}v_{21}}$
- $C_{1212} = G_{12}$

Après avoir décrit la déformation et la contrainte dans le repère du pli il faut maintenant décrire le comportement et le transférer dans le repère pièce ou le coefficient c_{ijkl} dans le repère (x, y, z) sont exprimé en fonction des coefficients exprimé dans le repère (1,2, 3) par les relations suivante

$$\sigma_{xx} = C_{xxxx}\varepsilon_{xx} + C_{xxyy}\varepsilon_{yy} + C_{xxxy}(2\varepsilon_{xy})$$

$$\sigma_{yy} = C_{yyxx}\varepsilon_{xx} + C_{yyyy}\varepsilon_{yy} + C_{yyxy}(2\varepsilon_{xy})$$

$$\sigma_{xy} = C_{xyxx}\varepsilon_{xx} + C_{xyyy}\varepsilon_{yy} + C_{xyxy}(2\varepsilon_{xy})$$

Avec : $c = \cos \theta$ et $s = \sin \theta$

Où

$$C_{xxxx} = c^4C_{1111} + s^4C_{2222} + 2c^2s^2C_{1122} + 4c^2s^2C_{1212}$$

$$C_{yyyy} = s^4C_{1111} + c^4C_{2222} + 2c^2s^2C_{1122} + 4c^2s^2C_{1212}$$

$$C_{xxyy} = c^2s^2C_{1111} + c^2s^2C_{2222} - 2c^2s^2C_{1122} + (c^2 - s^2)^2C_{1212}$$

$$C_{xxyy} = C_{yyxx} = c^2s^2C_{1111} + c^2s^2C_{2222} + (c^4 + s^4)C_{1122} + 4c^2s^2C_{1212}$$

$$C_{xxxy} = C_{xyxx} = c^3sC_{1111} - cs^3C_{2222} + (cs^3 + c^3s)C_{1122} + 2(cs^3 - c^3s)C_{1212}$$

$$C_{yyxy} = C_{xyyy} = cs^3C_{1111} - c^3sC_{2222} + (c^3s + cs^3)C_{1122} + 2(c^3s - cs^3)C_{1212}$$

On peut avoir le comportement complet en 3D dans le repère de la pièce en tenant compte du comportement orthotrope dans le repère du pli et de la rotation de repère pli au repère matériau

Dans cette partie on va introduire des modélisations simplifiées qui nous permettent de gérer le fêtu d'avoir des structure mince donc les modèle que nous allons introduire son le modèle de poutre

LOI DES Mélange

Dans le cas d'un composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale, si la déformation à la rupture des fibres est plus faible que celle de la matrice alors la rupture se produit généralement par rupture des fibres, ou bien par rupture transverse de la matrice dans le cas contraire, en admettant l'égalité des déformations dans la fibre et dans la matrice, la relation au moment de la rupture s'écrit :

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu}V_f + (\sigma_m)_{\varepsilon_{fu}}(1 - V_f)$$

Où δ_{cu} est la contrainte à la rupture du composite, δ_{fu} la contrainte à la rupture des fibres et $(\delta_m)_{\varepsilon_{fu}}$ la contrainte dans la matrice pour une déformation égale à la déformation δ_{fu} à la rupture des fibres. La contrainte $(\delta_m)_{\varepsilon_{fu}}$ est inférieure à la contrainte à la rupture δ_{mu} de la matrice.

Dans le cas où la déformation à la rupture de la matrice est inférieure à celle des fibres, la contrainte à la rupture du composite est donnée par l'expression :

$$\sigma_{cu} = (\sigma_f)_{\varepsilon_{mu}} V_f + \sigma_{mu}(1 - V_f)$$

Exécution du code de calcul Matlab

Pli tissé équilibré

```

1  %calcul du module de young d'un pli tissé équilibré
2  Ff=input(' donner la valeur de la fraction volumique de la fibre' ) ;
3  Ef=input('donner la valeur du module de young de la fibre' ) ;
4  Fm=input(' donner la valeur de la fraction volumique de la matrice' ) ; % Fm=(1-Ff)
5  Em=input('donner la valeur du module de young de la matrice' ) ;
6  %file de sens chaine et trame
7  Ffc=input('donner la fraction sens chaine du tissu' ) ; %Ff,c=Ff/2
8  Fft=input('donner la fraction sens trame du tissu' ) ; %Ff,t=Ff/2
9  Fmc=input('donner la fraction sens chaine de la matrice' ) ; %Fm,c=Fm/2
10 Fmt=input('donner la fraction sens trame de la matrice' ) ; %Fm,t=Fm/2
11 %calcul des fraction des fibres et de matrice des torons sens chaine et trame
12 Ffct=Ffc / (Ffc+Fmc) ;
13 Fmct=Fmc / (Fmc+Fm) ;
14 Fftt=Fft / (Fft+Fmt) ;
15 Fmtt=Fmt / (Fft+Fmt) ;
16 %calcul des module des torons
17 E1c=Ffct*Ef+Fmct*Em ;
18 E1t=Fftt*Ef+Fmtt*Em ;
19 E2c=1 / ((Ffct / Ef)+Fmct/Em) ;
20 E2t=1 / ((Fftt / Ef)+Fmtt/Em) ;
21 %calcul du module du pli tissé
22 %utilise la formule de voigt hypothèse des torons chaine et trame travaille en configuration parallele
23 %fraction relative a la totalité du torons
24 Fc=Ffc+Fmc ;
25 Ft=Fft+Fmt ;
26 Ecpli=(Fc*E1c+Ft*E2t) ;

27 Etpli=(Ft*E1t+Ft*E2t) ;
28 disp ('le module sens chaine du pli=');disp(Ecpli) ;
29 disp ('le module sens trame du pli='); disp(Etpli) ;

```

40% Alfa tissé

```

Command Window
New to MATLAB? See resources for Getting Started.

>> plitissequilibre
 donner la valeur de la fraction volumique de la fibre0.4
 donner la valeur du module de young de la fibre41250
 donner la valeur de la fraction volumique de la matrice0.52
 donner la valeur du module de young de la matrice2850
 donner la fraction sens chaine du tissu0.2
 donner la fraction sens trame du tissu0.2
 donner la fraction sens chaine de la matrice0.26
 donner la fraction sens trame de la matrice0.26
 le module sens chaine du pli=
 1.1108e+04

 le module sens trame du pli=
 1.1464e+04

```

40% Sisal tissé

Annexes

```
Command Window
New to MATLAB? See resources for Getting Started.
>> plitissequilibre
donner la valeur de la fraction volumique de la fibre0.4
donner la valeur du module de young de la fibre17670
donner la valeur de la fraction volumique de la matrice0.52
donner la valeur du module de young de la matrice2850
donner la fraction sens chaine du tissu0.2
donner la fraction sens trame du tissu0.2
donner la fraction sens chaine de la matrice0.26
donner la fraction sens trame de la matrice0.26
le module sens chaine du pli=
    6.2530e+03

le module sens trame du pli=
    6.5745e+03
```

30% Alfa tissé

```
Command Window
New to MATLAB? See resources for Getting Started.
>> plitissequilibre
donner la valeur de la fraction volumique de la fibre0.3
donner la valeur du module de young de la fibre41250
donner la valeur de la fraction volumique de la matrice0.62
donner la valeur du module de young de la matrice2850
donner la fraction sens chaine du tissu0.15
donner la fraction sens trame du tissu0.15
donner la fraction sens chaine de la matrice0.31
donner la fraction sens trame de la matrice0.31
le module sens chaine du pli=
    8.7254e+03

le module sens trame du pli=
    9.5799e+03
```

30% Sisal tissé

```
Command Window
New to MATLAB? See resources for Getting Started.
>> plitissequilibre
donner la valeur de la fraction volumique de la fibre0.3
donner la valeur du module de young de la fibre17670
donner la valeur de la fraction volumique de la matrice0.62
donner la valeur du module de young de la matrice2850
donner la fraction sens chaine du tissu0.15
donner la fraction sens trame du tissu0.15
donner la fraction sens chaine de la matrice0.31
donner la fraction sens trame de la matrice0.31
le module sens chaine du pli=
    5.1105e+03

le module sens trame du pli=
    5.9064e+03
```

Pli tissé équilibré hybride

Annexes

```
1 % Entrée des données pour un pli tissé hybride
2 % Fractions volumiques des fibres
3 Ff1 = input('Donnez la valeur de la fraction volumique de la fibre 1 : ');
4 Ff2 = input('Donnez la valeur de la fraction volumique de la fibre 2 : ');
5 % Fractions sens trame des fibres
6 Fft1 = input('Donnez la valeur de la fraction sens trame de la fibre 1 : ');
7 Fft2 = input('Donnez la valeur de la fraction sens trame de la fibre 2 : ');
8 % Modules de Young des fibres
9 Ef1 = input(' donnez la valeur du modul de young de la fibre 1 : ');
10 Ef2 = input(' donnez la valeur du modul de young de la fibre 2 : ');
11 % Module de Young de la matrice
12 Em = input('donnez la valeur du modul de young de la matrice') ;
13 % Porosité
14 P = input('Donnez la valeur du taux de porosité : ');
15
16 % Calcul de la fraction volumique de la matrice
17 Fm1 = 1 - Ff1 - P;
18 Fm2 = 1 - Ff2 - P;
19
20 % Calcul des fractions des fibres et de la matrice des torons
21 Ffct1 = Ff1 / (Ff1 + Fm1);
22 Ffct2 = Ff2 / (Ff2 + Fm2);
23 Fmct1 = Fm1 / (Ff1 + Fm1);
24 Fmct2 = Fm2 / (Ff2 + Fm2);
25 Fftt1 = Fft1 / (Fft1 + Fm1);
26 Fftt2 = Fft2 / (Fft2 + Fm2);
27 Fmtt1 = Fm1 / (Fft1 + Fm1);
28 Fmtt2 = Fm2 / (Fft2 + Fm2);
29
30 % Calcul des modules des torons pour chaque type de fibre
31 E1c1 = Ffct1 * Ef1 + Fmct1 * Em;
32 E1c2 = Ffct2 * Ef2 + Fmct2 * Em;
33 E1t1 = Fftt1 * Ef1 + Fmtt1 * Em;
34 E1t2 = Fftt2 * Ef2 + Fmtt2 * Em;
35 E2c1 = 1 / ((Ffct1 / Ef1) + (Fmct1 / Em));
36 E2c2 = 1 / ((Ffct2 / Ef2) + (Fmct2 / Em));
37 E2t1 = 1 / ((Fftt1 / Ef1) + (Fmtt1 / Em));
38 E2t2 = 1 / ((Fftt2 / Ef2) + (Fmtt2 / Em));
39
40 % Calcul du module du pli tissé hybride
41 Fc = Ff1 + Ff2 + Fm1 + Fm2;
42 Ft = Fft1 + Fft2 + Fm1 + Fm2;
43 Ecpli = (Fc * (E1c1 + E1c2) + Ft * (E2t1 + E2t2))*10e-2;
44 Etpli = (Ft * (E1t1 + E1t2) + Fc * (E2c1 + E2c2))*10e-2;
45
46 % Affichage des résultats
47 disp('Le module sens chaine du pli : ');
48 disp(Ecpli);
49 disp('Le module sens trame du pli : ');
50 disp(Etpli);
```

Annexes

```
Command Window
New to MATLAB? See resources for Getting Started.
>> HYBRIDECORRECT
Donnez la valeur de la fraction volumique de la fibre 1 : 0.15
Donnez la valeur de la fraction volumique de la fibre 2 : 0.15
Donnez la valeur de la fraction sens trame de la fibre 1 : 0.075
Donnez la valeur de la fraction sens trame de la fibre 2 : 0.075
donnez la valeur du modul de young de la fibre 1 : 41250
donnez la valeur du modul de young de la fibre 2 : 17670
donnez la valeur du modul de young de la matrice2850
Donnez la valeur du taux de porosité : 0.08
Le module sens chaine du pli :
    3.6908e+03
```

40% Alfa-Sisal tissé

```
Command Window
New to MATLAB? See resources for Getting Started.
>> HYBRIDECORRECT
Donnez la valeur de la fraction volumique de la fibre 1 : 0.2
Donnez la valeur de la fraction volumique de la fibre 2 : 0.2
Donnez la valeur de la fraction sens trame de la fibre 1 : 0.1
Donnez la valeur de la fraction sens trame de la fibre 2 : 0.1
donnez la valeur du modul de young de la fibre 1 : 41250
donnez la valeur du modul de young de la fibre 2 : 17670
donnez la valeur du modul de young de la matrice2850
Donnez la valeur du taux de porosité : 0.08
Le module sens chaine du pli :
    4.2255e+03

Le module sens trame du pli :
    3.1568e+03
```


Annex 2

Préparation du traitement chimique

La préparation du traitement chimique des fibres d'alfa et des fibres s de sisal ont été élaboré dans le laboratoire de dynamique des moteur et vibroacoustique les détails de préparation du traitement sont présenter dans cette partie.

Pour l'alfa

Pour la préparation de la solution de soude à 1,6 mol/l :

On utilise la formule de concentration molaire

$$n=c.v \quad \text{et} \quad n=\frac{m}{M} \quad \longrightarrow \quad m=c . M .v \text{ [g]}$$

Avec n= le nombre de mol

c= la concentration molaire =1,6 mol/l

v= volume (l)

M= masse molaire de NaOH = 40g

Donc m= 64 g

Pour la sisal

Pour la préparation de la solution de soude de 10%

On utilise la formule de calcul de concentration en pourcentage

$$C\% = \frac{\text{masse de soluté}}{\text{masse de solution}}$$

Avec C% = 10% et la masse de solution = 1kg donc masse de solution = 100 g

Nous avons besoin de 100ml/l

Neutralisation de la solution

La solution doit être neutralisée avec un acide acétique a fin d'éliminer l'excès de soude pour cela on utilise un PH mettre. Après avoir repincé les fibres on les met dans l'eau distillé et on rajoute l'acide acétique a petite dose jusqu'à se qu'on arrive à la neutralité (entre 6 et 7).

Extraction et quantification des composants chimique de la fibre d'Alfa et de Sisal

Les fibres végétal sont constituer essentiellement de la cellulose, la lignine, l'hémicellulose et les extractibles. Cette dernière extraction est extraite à Hexane/Acetone, elle permet par la suite l'extraction de l'hémicelluloses les plus fragiles, les tannins et une partie de la cellulose dans un état de dégradation avancée.

Extraction au Hexane/Acetone

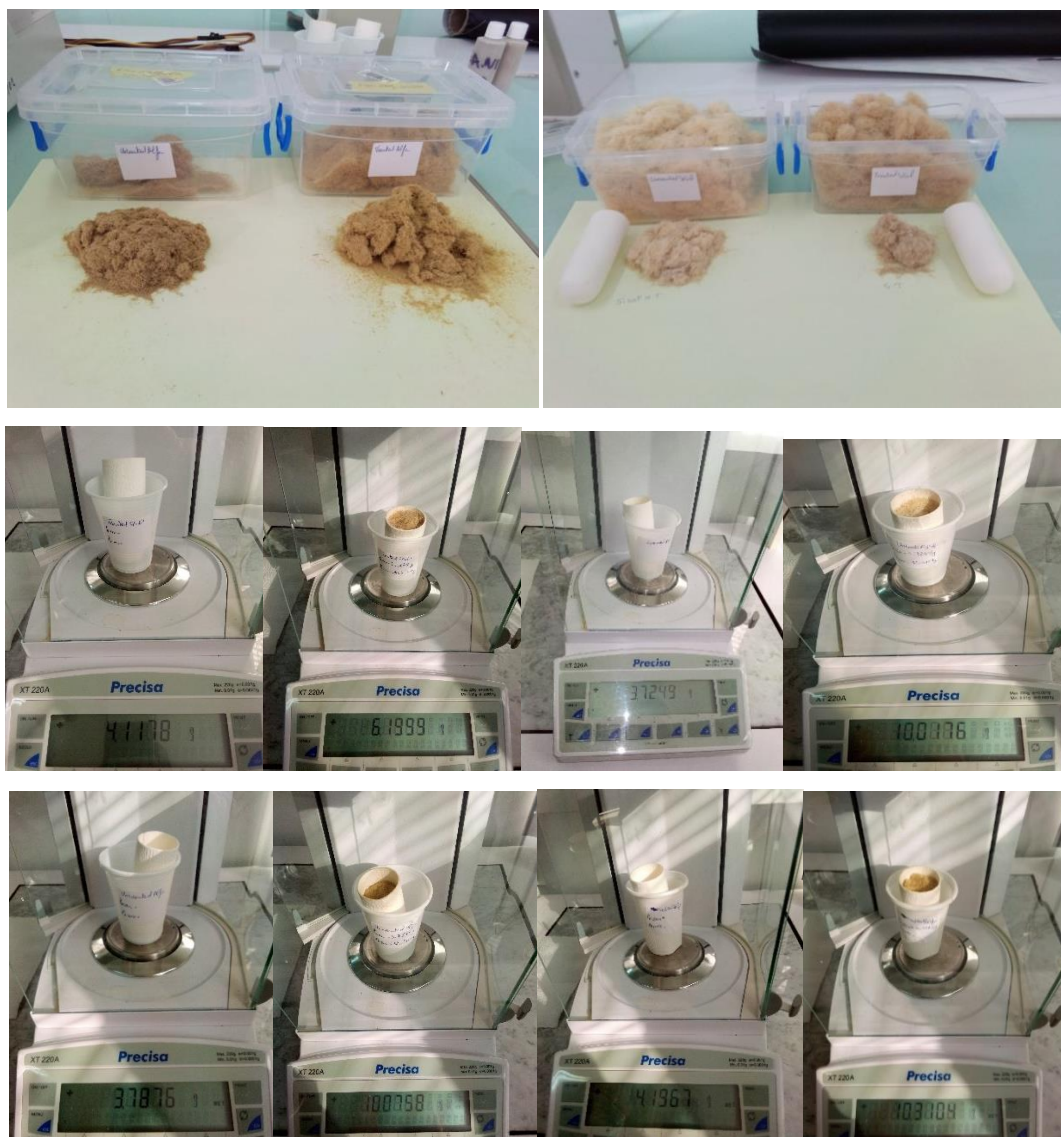
Dans ce contexte on va analyser les extractibles qui ont été extraite au Acétone/Eau, Cela permet une séparation et quantification des extractibles pour les fibres d'Alfa et de Sisal traitées et non

Annexes

traitées. Dans un premier temps, 04 cartouches d'extraction en cellulose sont pesées puis tarées et a l'intérieure de chaque cartouche on met environs 10g de chaque matière (fibres d'alfa non traitées et traitées fibres de sisal non traitées et traitées) puis insérée dans le corps en verre du soxhlet



Figure 1 Broyage et tamissage des fibres



Annexes

Figure 2 Pesée des couches avant et après insertion des fibres



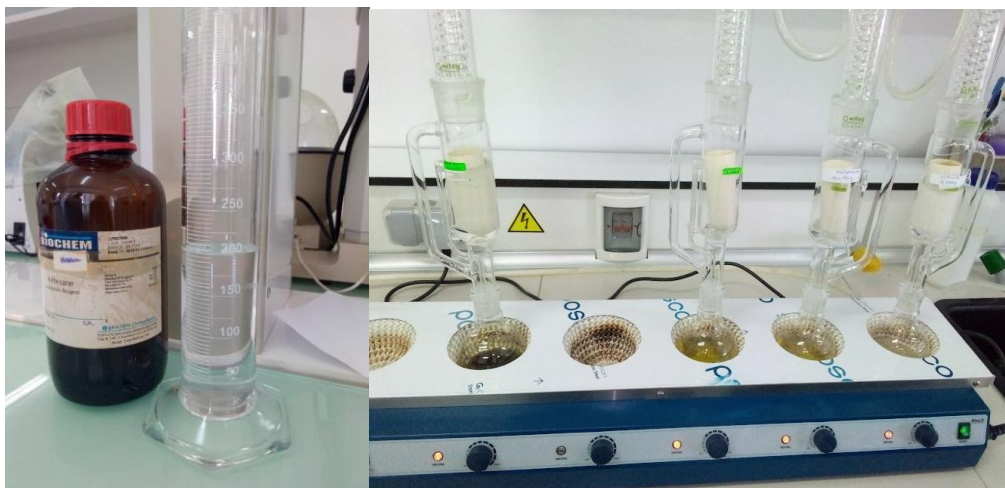
Figure 3 Extraction avec un soxhlet (Acétone / eau)

Dans le ballon de 250ml, mettre 190ml d'Acétone et 10ml d'eau et emboîter le soxhlet sur le ballon.

une fois l'installation terminer, mettre en marche le chauffe ballon et le système de refroidissement et lancer l'extraction pondant 6 à 8h.

A la fin de l'extraction, mettre le 04 cartouches d'extraction à l'étuve pondant 24h dans l'étuve à 40°. peser la cartouche avec la quantité de fibres cela nous a permis d'obtient donc le taux de résines.

Après le séchage dans l'étuve on pèse encore une fois pour obtenir le poids des fibres après la première extraction. Pour une deuxième extraction, on va utiliser le n-hexane comme solvant. On transvase 200 ml d'hexane dans le ballon du soxhlet, une fois l'installation terminée, mettre en marche le chauffe ballon et le système de refroidissement et lancer encore une fois l'extraction pondant 6 à 8h. Un deuxième séchage à l'étuve à 40°C de nos fibres est préconiser pendant toute une nuit



Figur4 Extraction avec un soxhlet (Exane)

Dosage des l'holocellulose

Pour le dosage l'holocellulose, 3 g de fibres d'Alfa et de Sisal traitées et non traitées sont insérées dans un flacon avec 96 ml d'eau distillée, 1,2 g de chlorite de sodium (NaClO_2) et 0,6 ml d'acide acétique. placer le mélange dans un bain marie à 75°C pendant 1h puis procéder de la mémemanière toute les heures (Procéder au minimum à quatre ajouts de réactifs), jusqu'à ce que le solide ai un aspect blanchâtre. Séchez un creuset avec du papier filtre et le peser une fois refroidi pour filtrer le mélange l'aide du creuset. Laver ensuite le précipité à l'eau distillée chaude puis sécher le creuset contenant le précipité à l'étuvepodans une nuit a 100° .



a

b

c



e

Figure 5 Extraction de l'holocellulose : a) Ajout du chlorite de sodium b) Ajout de l'acide acétique c) Immersion dans un b dans le bain marie e) Filtrer avec un cresset

Le taux d'hemicellulose est calculer de la manière suivante :

$$\%_{\text{holocellulose}} = \frac{\text{masse du précipité sec}}{\text{masse matériau initial sec}} \times 100$$

Dosage de l' α -cellulose

La cellulose étant le composé le plus important, il se fait à partir d'holocellulose par une hydrolyse basique des hémicelluloses qui passent alors en solution.

A fin de doser la cellulose on a besoin de 2g d'holocellulose qui sont introduits dans un bécher de 250 mL la quel on ajouter 25 mL de NaOH à 17,5% dans le bécher pendant 50 minutes. On mélange l'ensemble puis on le couvre avec du « parafilm » pour éviter toute évaporation. séché puis pesé creuset et a l'aide d'un papier filtre on Filtre tout le contenu du bécher puis ajouter 15 mL d'acide acétique à 10% et bien mélanger. Rincer avec de l'eau distillée en répétant l'opération jusqu'à ce que le filtrat s'écoulant du creuset devienne neutre, et faire un rinçage final avec 250 mL d'eau distillée . Mettre le creuset à l'étuve à 103°C pendant 1 nuit



a

b



c

d

Figure 6 Dosage de l' α -cellulose a) Ajout du NaOH b) Filtrer avec du papier filtre c) Rincer à l'eau distillée d) Neutraliser la solution PH=7

Le taux de l' α - cellulose est calculer de la manière suivante :

$$P_{\text{hémicelluloses}} = P_{\text{holocelluloses}} - P_{\alpha\text{-celluloses}}$$

$$\%_{\alpha\text{-cellulose}} = \frac{\text{masse du précipité sec}}{\text{masse holocellulose sèche}} \times 100$$

Indice de lignine

Pour évaluer l'indice de lignine, il est nécessaire d'évaluer le résidu restant après l'hydrolyse complète des polysaccharides (cellulose et hémicellulose) avec de l'acide sulfurique concentré. Pour cela on pèse 1g de notre échantillon dans un bécher puis ajouter 15 mL d'une solution d'acide sulfurique (H_2SO_4) à 72% et laisser agir 2 h à 20°C. le mélange est diluer par l'ajout de 560mL d'eau dans le but d'obtenir une solution à 3% massique d'acide sulfurique. on filtre ensuite le mélange à l'aide d'un creuset et un filtre préalablement séché et taré Pour récupérer toutes les particules, rincer à l'aide de l'eau de la dilution. Puis sécher à l'étuve jusqu'à l'obtention d'un poids constant

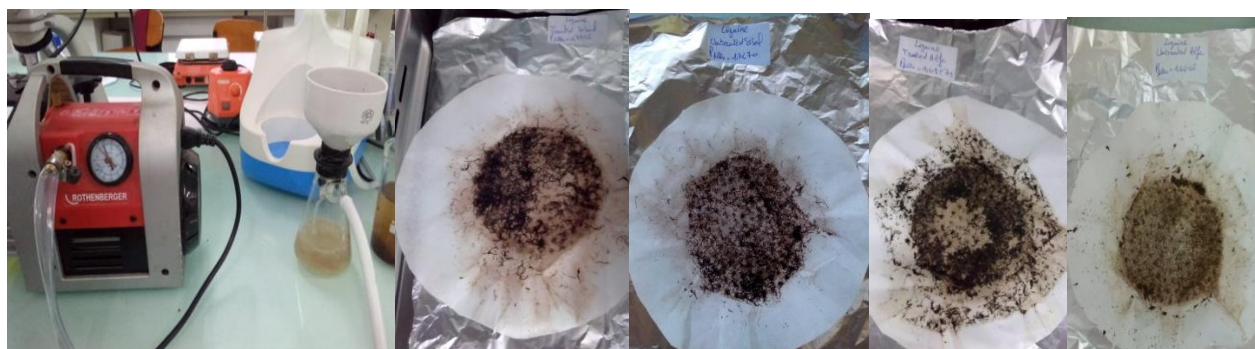
$$P_{\text{extractibles}} = 100 - (P_{\text{holocelluloses}} + P_{\text{lignine}})$$



a)

b)

Annexes



c)

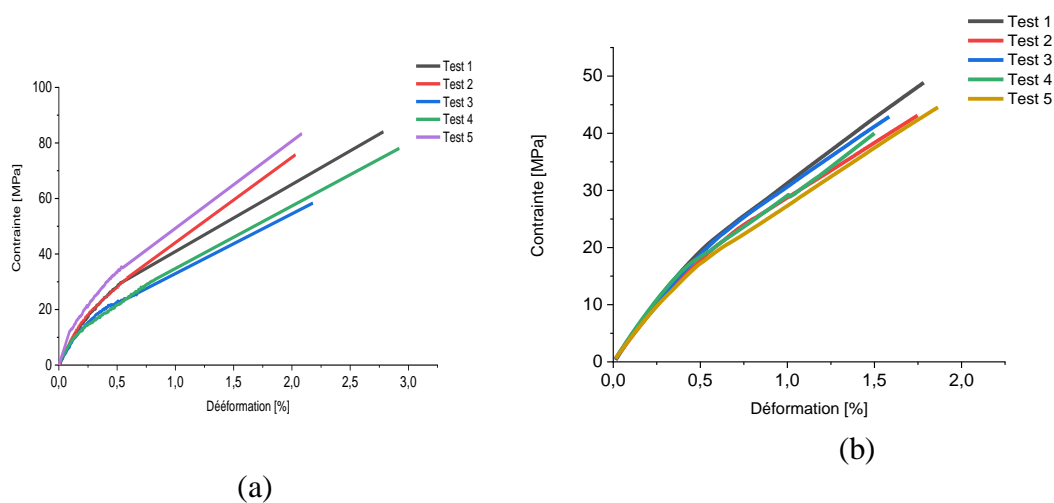
d)

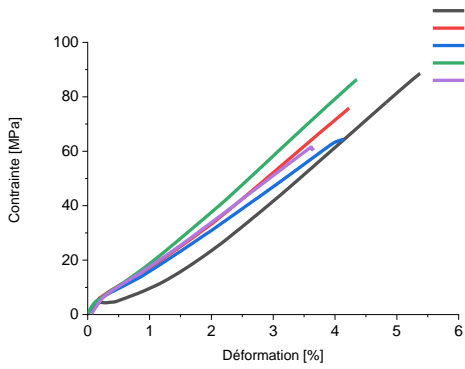
Figure 7 Extraction de la lignine a) et b) fibres + solution H_2SO_4 c) filtrer avec une pome à vide d) recuperation de la lignine

Resultats obtenue

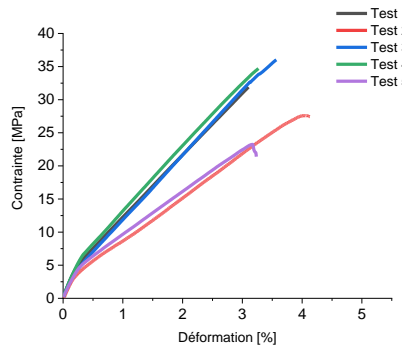
Materials	Cellulose (wt %)	Hemicellulose (wt%)	Lignin (wt%)
Non traitée	43,08	21.35	28,67
Traitée NaOH	64.9	6.15	25.05
Non traitée	63.7	20.48	10.13
Traitée NaOH	75.1	5.51	8.29

Annex 3

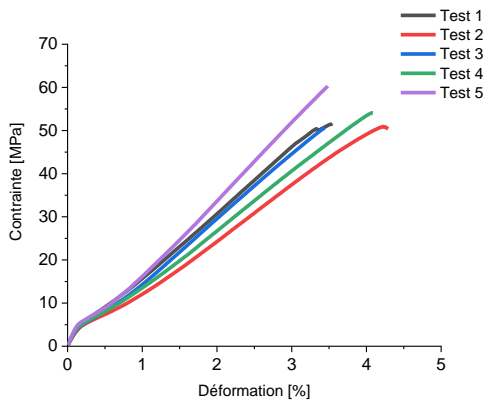




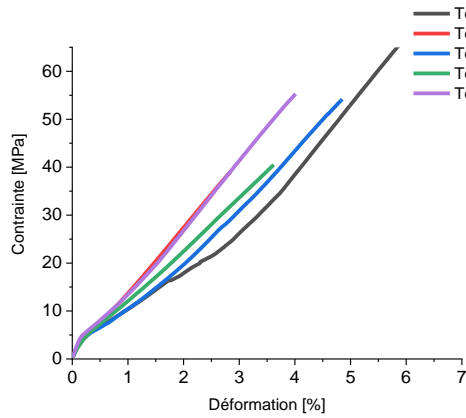
(c)



(d)

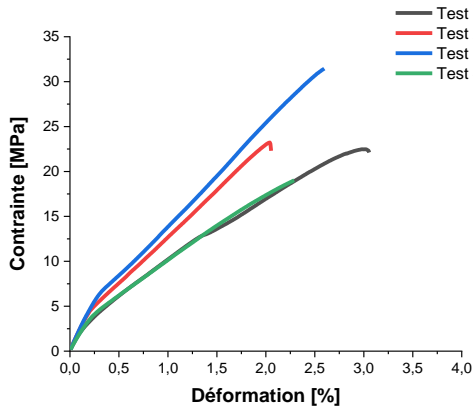


(e)

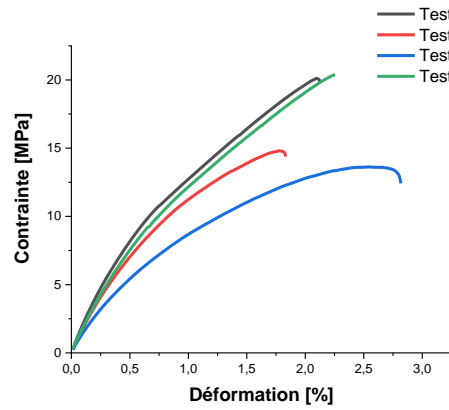


(f)

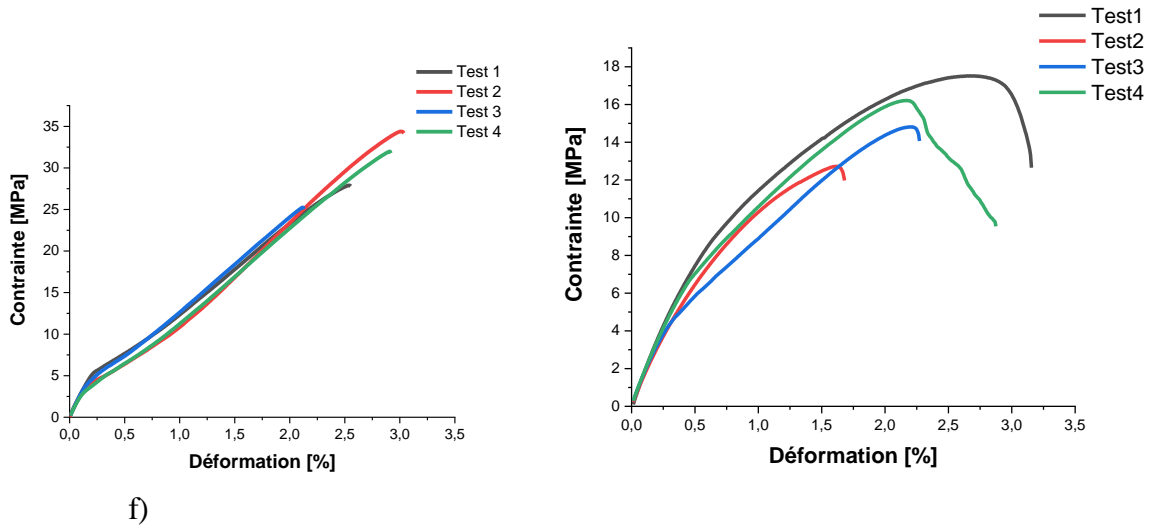
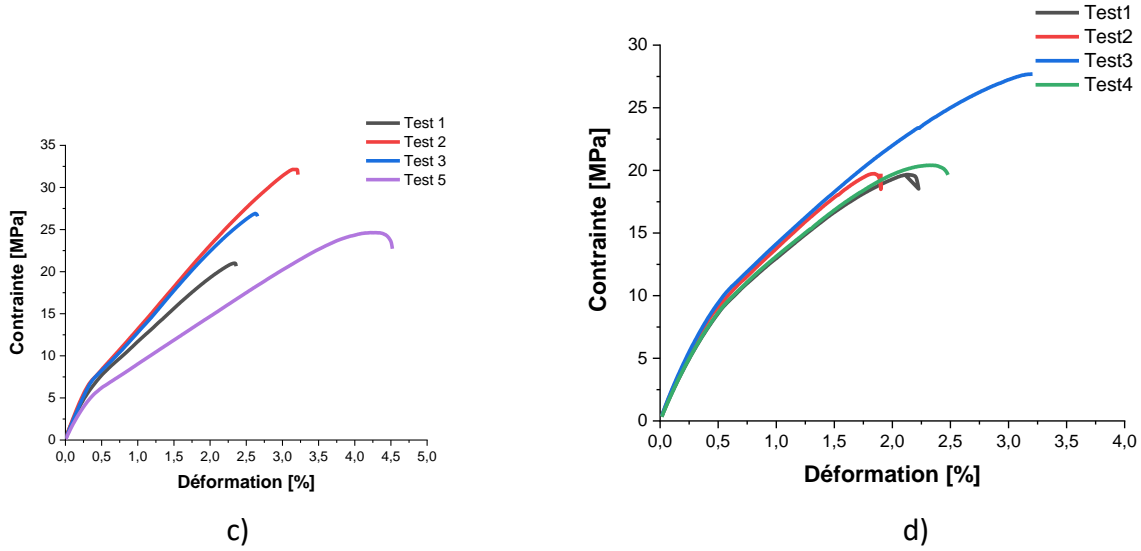
Fig 1 Essais de traction des composites : (a) 40% fibres Alfa tissées/Epoxy (b) 30% fibres Alfa tissées/Epoxy (c) 40% fibres Sisal tissées/Epoxy (d) 30% fibres Sisal tissées/Epoxy (e) 40% hybride tissé Fibres Alfa-Sisal/Epoxy (f) 30% Fibres Alfa-Sisal tissées hybrides/Epoxy



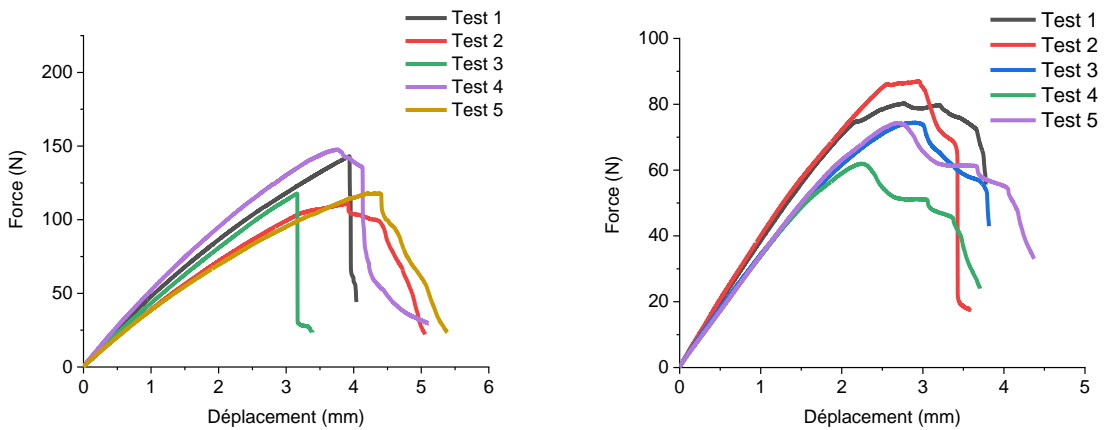
a)



b)



e) f)
Fig 2 Essais de traction des composites : (a) 30%mat de fibres Alfa /Epoxy (b) 40% mat de fibres Alfa /Epoxy (c) 30% mat de fibres Sisal /Epoxy (d) 40% mat de fibres Sisal /Epoxy (e) 30% mat hybride de Fibres Alfa-Sisal/Epoxy (f) 40% mat de Fibres Alfa-Sisal hybrides/Epoxy



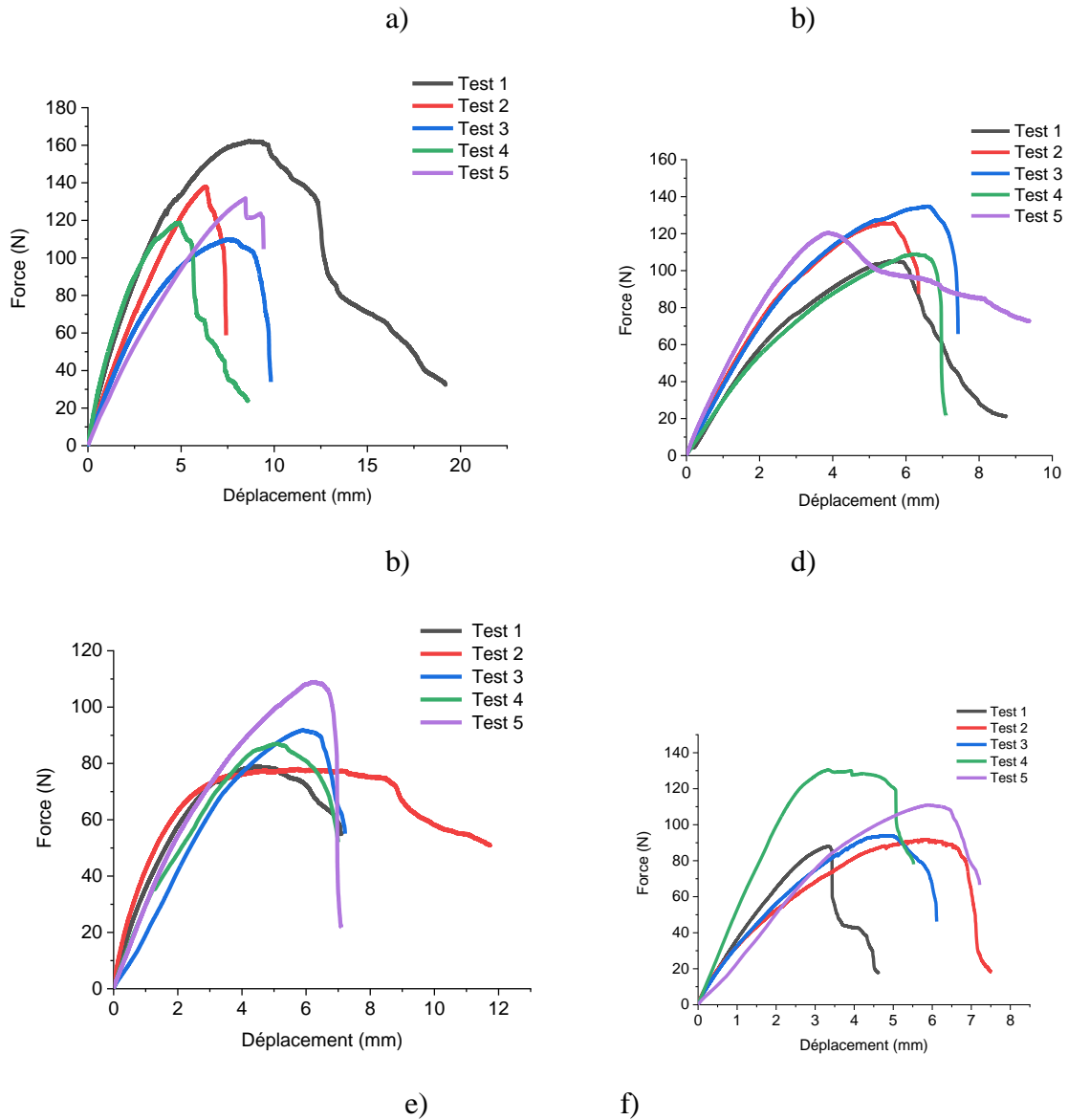
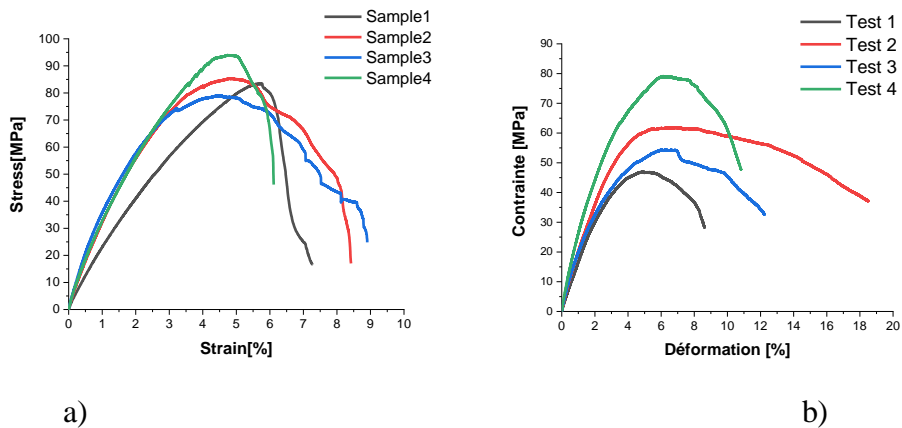


Fig.3 Caractérisation de la flexion 3 points : (a) EP/ fibres Alfa tissées 40% (b) EP/ fibres Alfa tissées 30% (c) EP/ fibres sisal tissées 40% (d) EP/ fibres de sisal tissées 30% (E) EP/ fibres Alfa-sisal tissées 40% (f) EP/ fibres Alfa-sisal tissées 30%



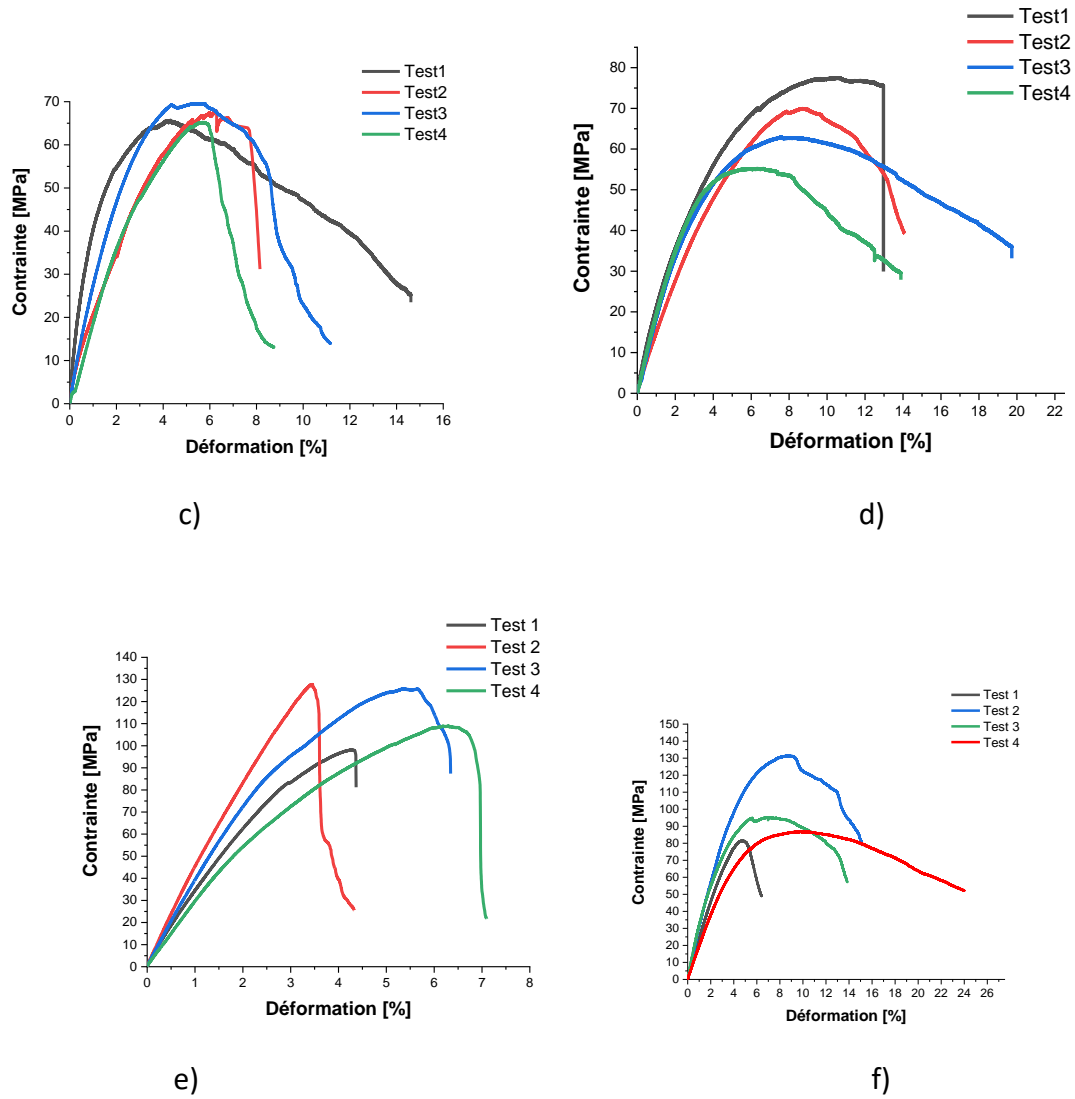
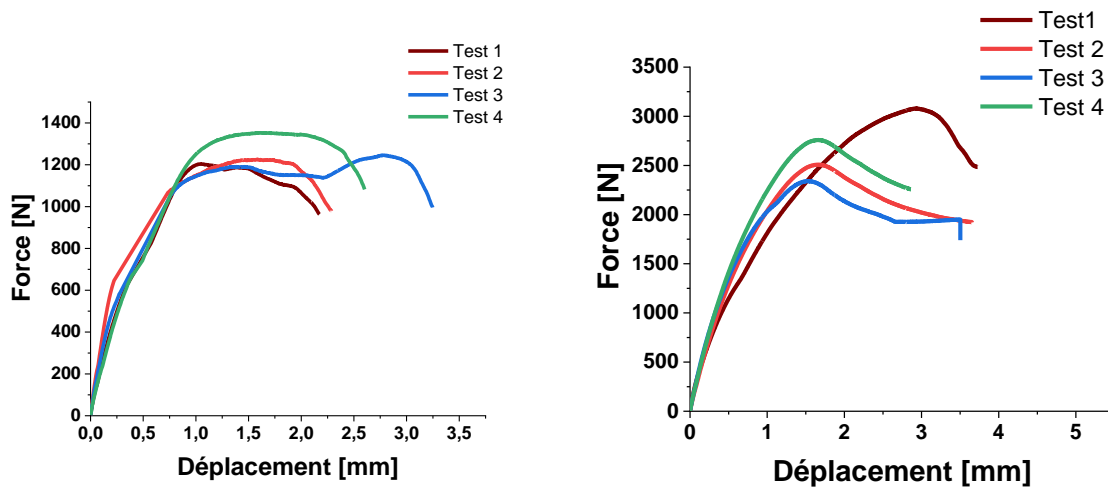


Fig.4 Caractérisation de la flexion 3 points : (a) EP/ mat de fibres Alfa 30% (b) EP/ mat de fibres Alfa 40% (c) EP/mat de fibres sisal 30% (d) EP/ mat de fibres de sisal 40% (E) EP/ mat de fibres Alfa-sisal 30% (f) EP/ fibres Alfa-sisal 40%



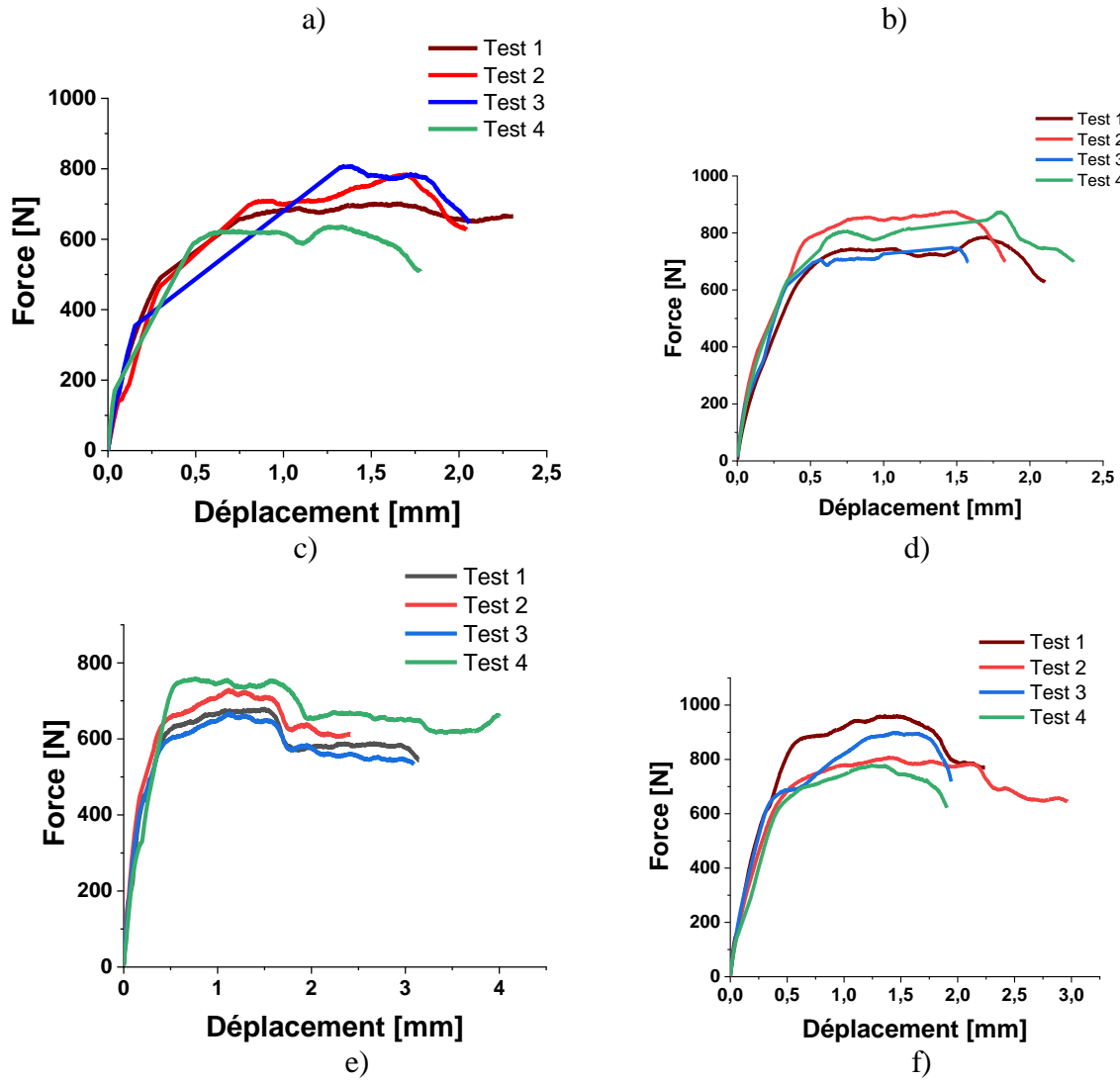
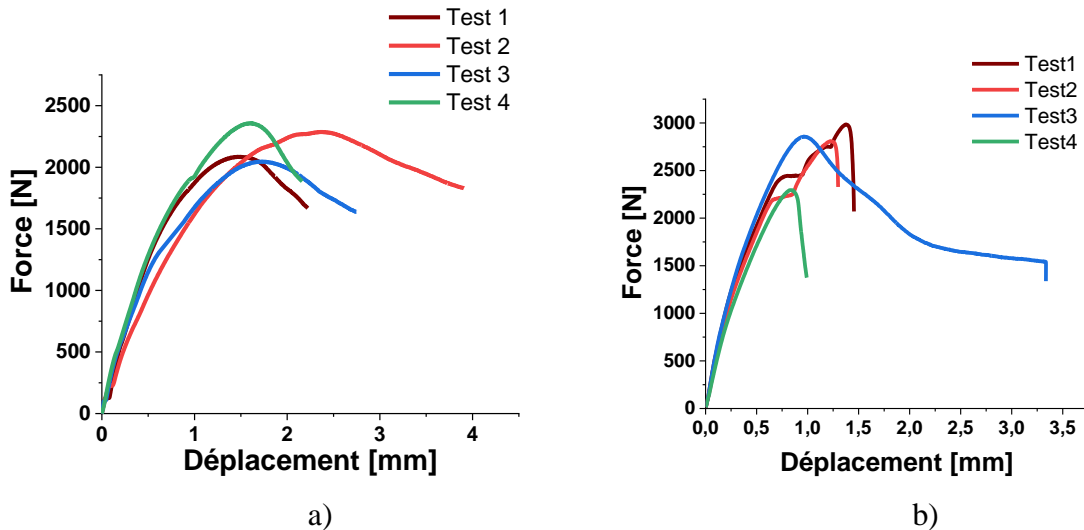


Fig.5 Caractérisation en compression (a) EP/ mat de fibres Alfa 30% (b) EP/ mat de fibres Alfa 40% (c) EP/mat de fibres sisal 30% (d) EP/ mat de fibres de sisal 40% (E) EP/ mat de fibres Alfa-sisal 30% (f) EP/ fibres Alfa-sisal 40%



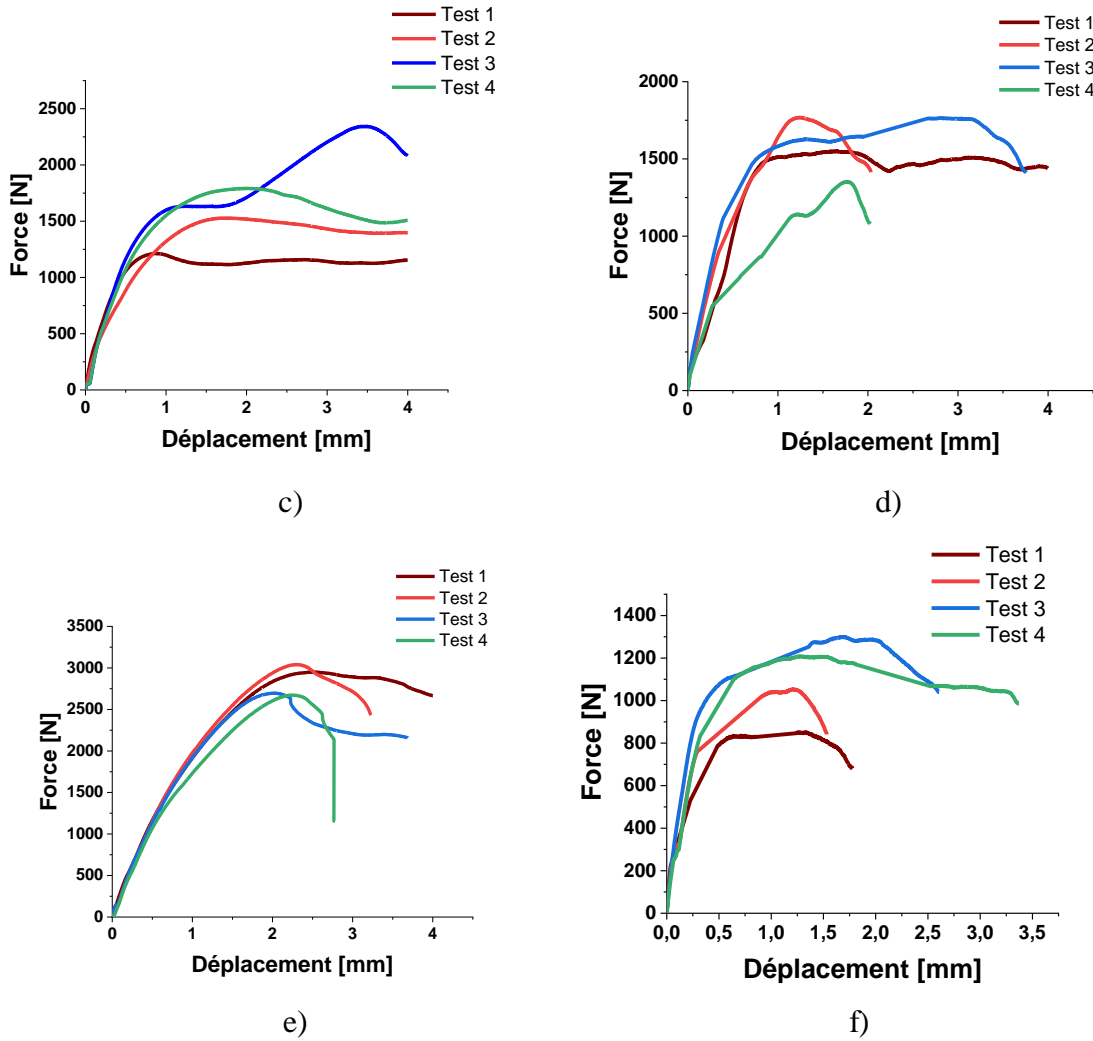
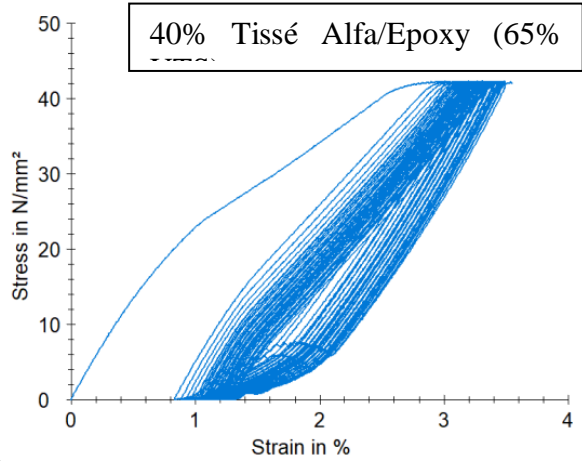
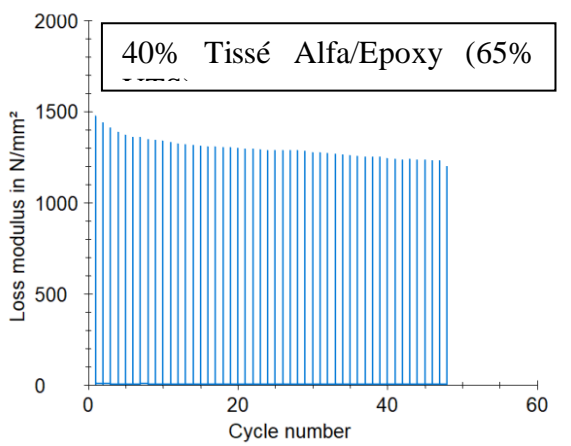
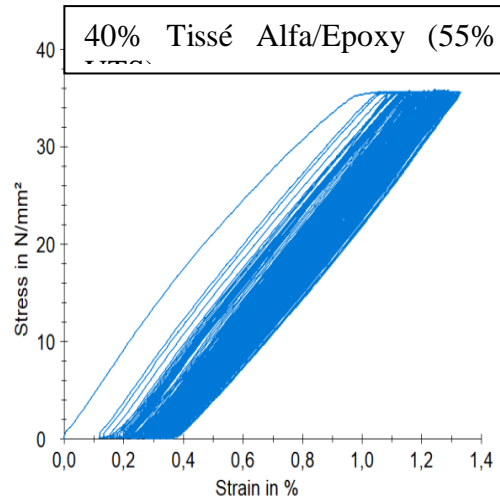
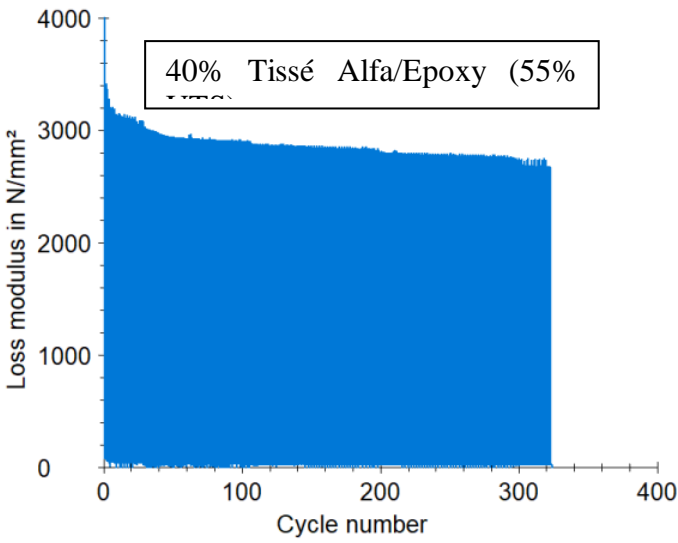
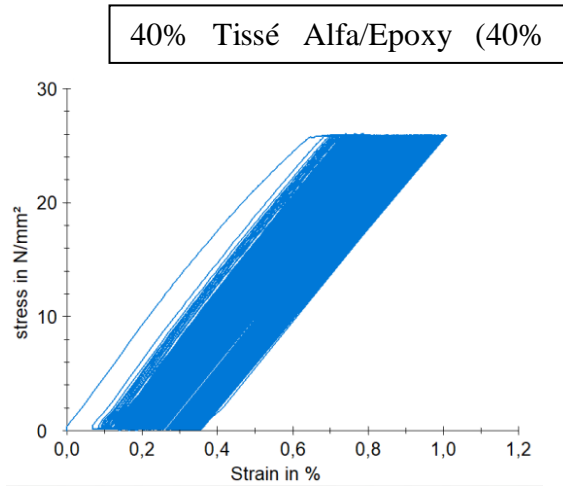
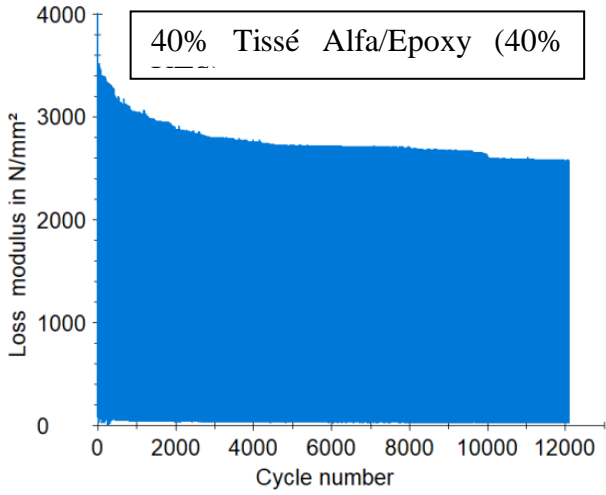


Figure.6 Caractérisation en compression : (a) EP/ fibres Alfa tissées 40% (b) EP/ fibres Alfa tissées 30% (c) EP/ fibres sisal tissées 40% (d) EP/ fibres de sisal tissées 30% (E) EP/ fibres Alfa-sisal tissées 40% (f) EP/ fibres Alfa-sisal tissées 30%

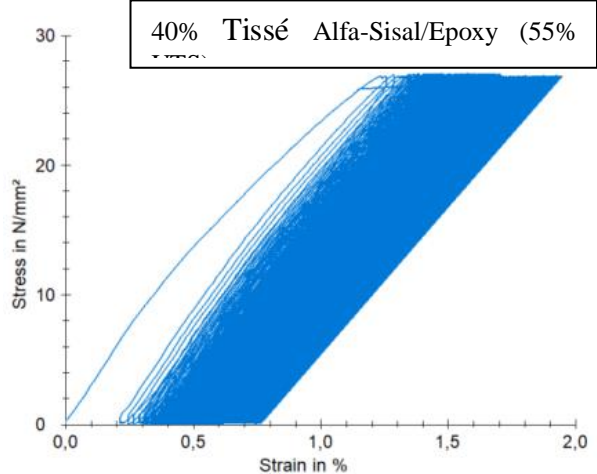
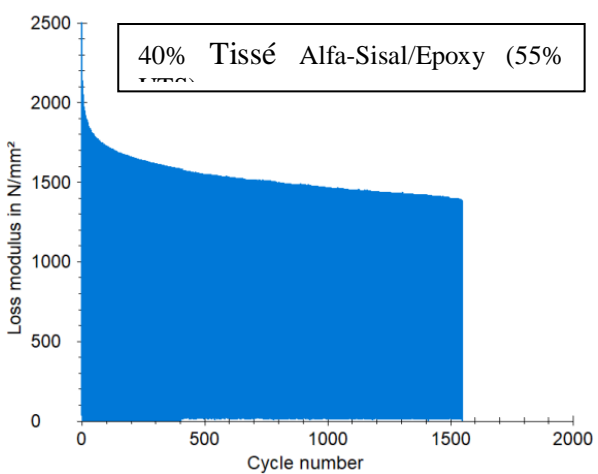
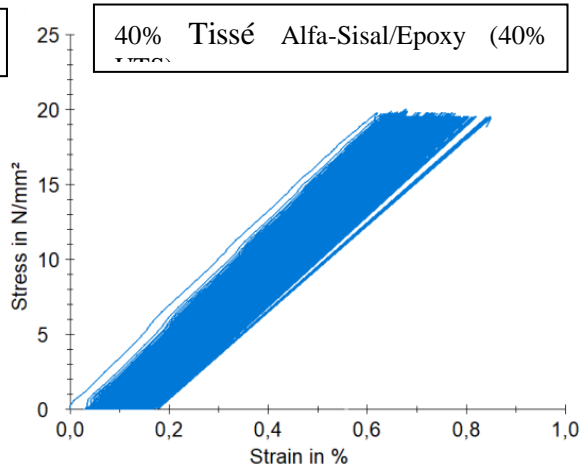
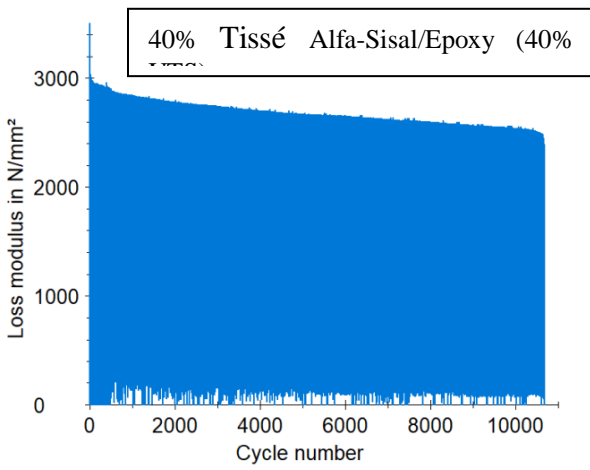
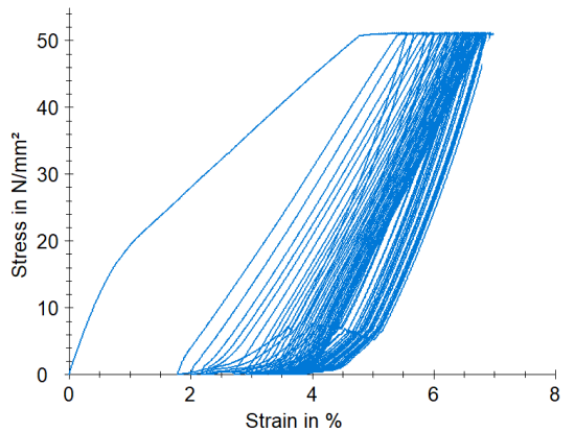
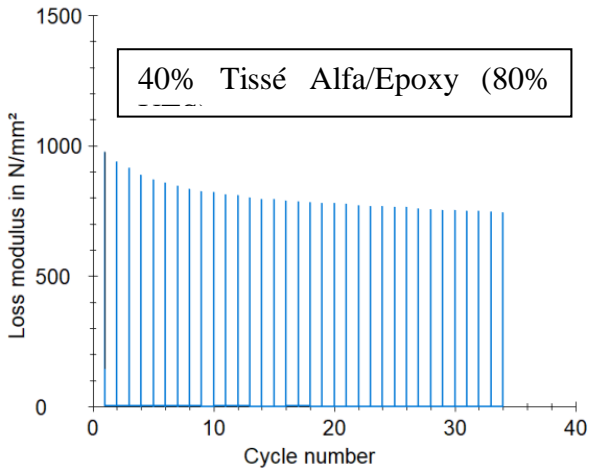
Annex 4

Annexes

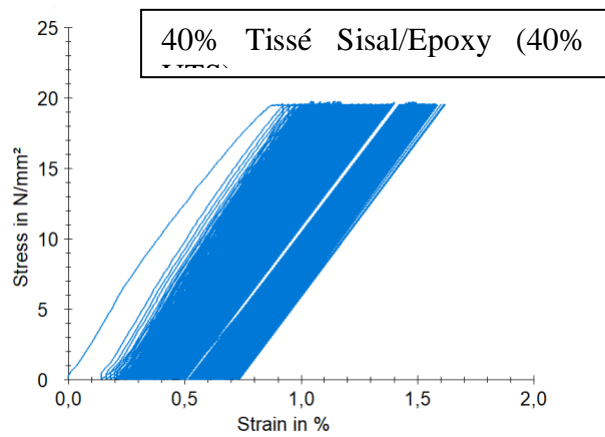
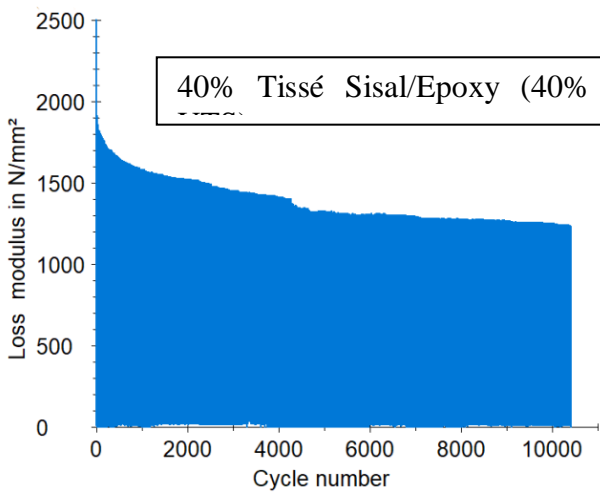
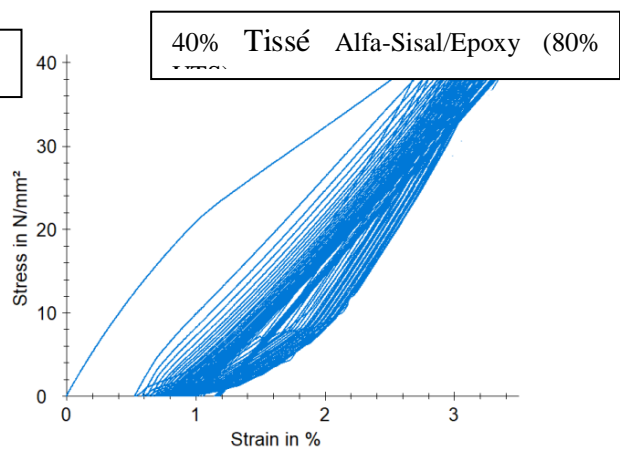
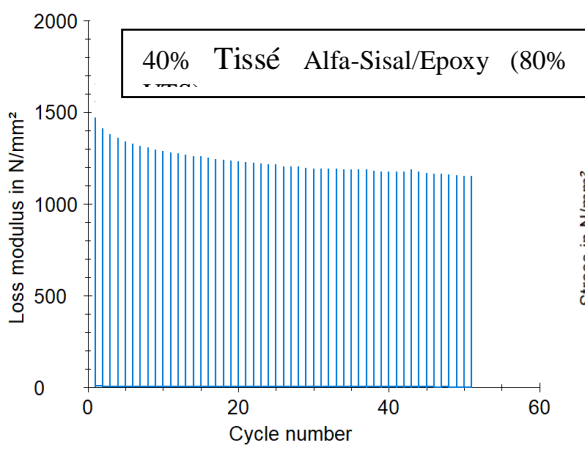
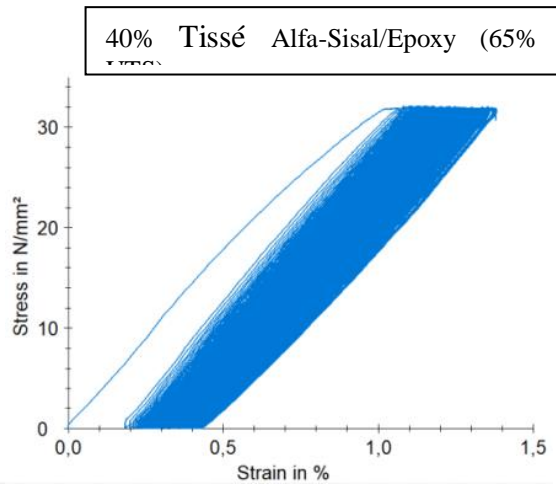
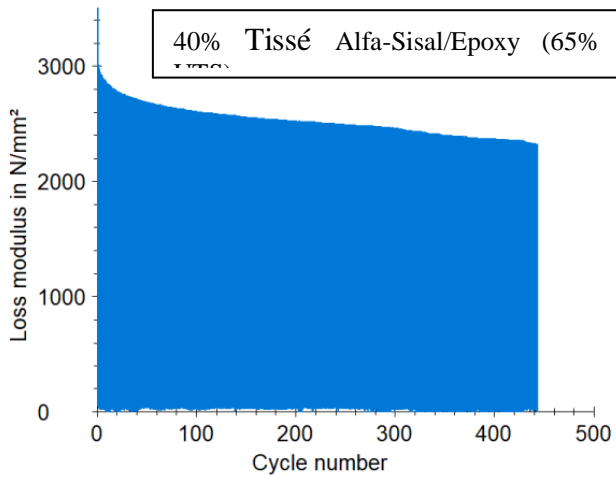


40% Tissé Alfa/Epoxy (80%)

Annexes



Annexes



Annexes

