

N°d'ordre :

**REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE**  
**MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR**  
**ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE**

**Université de Saida – Dr. Moulay Tahar**  
**Faculté des Sciences**

## **Thèse**

Présentée pour obtenir le diplôme de

### **Doctorat en science**

Filière : Physique

Spécialité : physique des matériaux

Par :

**M. BENYAMINA Benabdallah**

Thème :

### **Etude du comportement thermomécanique des matériaux biocomposites**



Thèse soutenue le **24/03/2022** devant le jury composé de :

<b>N°</b>	<b>Nom et prénom</b>	<b>Grade</b>	<b>Etablissement</b>	<b>Qualité</b>
01	AMARA Kada	Pr.	Université de Saida – Dr. Moulay Tahar	Président
02	MOKADDEM Allel	Pr.	Centre universitaire Nour Bachir El Bayadh	Rapporteur
03	DOUMI Bendouma	Pr.	Université de Saida – Dr. Moulay Tahar	Co-rapporteur
04	DJAAFRI Tayeb	MCA	Université de Saida – Dr. Moulay Tahar	Examineur
05	BERBER Mohamed	MCA	Centre universitaire Nour Bachir El Bayadh	Examineur
06	BOUDIA Keltouma	Pr.	Université de Tissemsilt	Examinatrice

**Année Universitaire 2021-2022**

*Remerciements*

Nous remercions **DIEU** le tout puissant de nous avoir donné la volonté et le courage d'entamer et de terminer ce travail.

Je tiens à remercier tout particulièrement Monsieur **Allel Mokaddem** Professeur au Centre Universitaire Nour Bachir El Bayadh et Monsieur **Bendouma Doumi** Professeur à l'Université de Saïda Dr. Tahar Moulay (respectivement Directeur et codirecteur de cette thèse) qui m'ont suivi et conseillé, et pour leurs générosités et la grande patience dont ils ont su faire preuve malgré leurs charges académiques et professionnelles.

J'exprime mes vifs remerciements à Monsieur **Kadda Amara** Professeur à l'Université de Saïda Dr. Tahar Moulay pour avoir m'honoré et accepté de présider le jury de soutenance de ma thèse.

Je tiens à remercier Monsieur **Tayeb Djaafri** Maître de conférences (A) à l'Université de Saïda Dr. Tahar Moulay, Monsieur **Mohamed Berber** Maître de conférences (A) au Centre Universitaire Nour Bachir El Bayadh, et Mme. **Keltouma Boudia** Professeur à l'Université de Tissemsilt, pour l'honneur qu'ils nous ont fait en acceptant de juger ce travail.

Je tiens à exprimer vivement mes remerciements à toutes personnes qui ont participé de près ou de loin à la réalisation de ce modeste travail.

---

---

# **Table des matières**

---

---

## Table des matières

<b>Introduction générale</b> .....	1
Bibliographie.....	5
<b>CHAPITRE I: Etat de l'art</b> .....	6
<b>Partie I:Matériaux composites et biocomposites</b> .....	7
I.1 Introduction.....	7
I.2 Matériaux composites.....	7
I.2.1 Matrices.....	8
I.2.1.1 Matrices thermodurcissables.....	8
I.2.1.2 Matrices thermoplastiques.....	9
I.2.2 Les renforts.....	9
I.2.2.1 Fibre de verre.....	9
I.2.2.2 Fibre de carbone.....	10
I.2.2.3 Fibre d'aramide.....	10
I.2.2.4 Fibre céramique.....	11
I.2.2.5 Fibre de bore.....	11
I.2.3 Les caractéristiques mécaniques des fibres.....	11
I.2.4 Les charges, adjuvants et additifs.....	12
I.2.5 Interface fibre-matrice.....	13
I.3 Matériaux biocomposites.....	13
I.3.1 Définitions.....	13
I.3.2 Les fibres naturelles.....	13
I.3.2.1 Domaines d'application.....	14
I.3.2.2 Classification des fibres naturelles.....	14
I.3.3 La cellulose.....	17
I.3.4 L'hémicellulose.....	18
I.3.5 La lignine.....	20
I.3.6 Les pectines.....	21
I.3.7 Cires.....	22
I.4 Les polymères.....	21
I.4.1 Définitions.....	21
I.4.2 Caractéristiques des polymères.....	22
I.4.2.1 Dépendance de la température.....	22
I.4.2.2 Dépendance au temps.....	23
I.4.2.3 Comportement mécanique des polymères.....	23
I.5 Conclusion.....	24

## Sommaire

---

<b>Partie II: Phénomènes d'endommagements</b> .....	25
I.6 Introduction.....	26
I.7 Caractéristique de l'interface fibre-matrice.....	27
I.8 L'adhésion fibre-matrice.....	28
I.9 Fatigue thermomécanique et endommagement.....	29
I.10 Le composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale.....	29
I.11 Conclusion.....	31
Bibliographie.....	32
<b>CHAPITRE II: Cadre théorique</b> .....	38
II.1 Introduction.....	39
II.2 Les méthodes déterministes.....	39
II.3 les méthodes métaheuristiques et non déterministes.....	40
II.3.1 Les méthodes inspirées des principes physiques.....	40
II.3.2 Les méthodes inspirées par des comportements biologiques.....	41
II.3.2.1 L'algorithme de colonie de fourmis.....	41
II.3.2.2 Les algorithmes génétiques.....	43
II.3.2.2.1 Historique et définitions.....	43
II.3.2.2.2 Présentation des algorithmes génétiques.....	44
II.3.2.2.3 Les opérateurs génétiques.....	45
II.3.2.2.4 Autres paramètres génétiques.....	47
II.3.2.2.5 Fonction fitness.....	47
II.4 Approche de Weibull.....	48
II.4. 1. La loi de Weibull.....	48
II.4. 2. Le modèle probabiliste de Weibull.....	48
II.5 Les modèles micromécaniques.....	52
II.5.1 Le modèle de Cox.....	52
II.5.1.1 Transfert de charge élastique.....	52
II.5.1.2 Profils de contrainte dans la fibre et à l'interface.....	52
II.5.2 Modèle de Kelly-Tyson.....	56
II.5.3 Caractérisation micromécanique de l'interface fibre-matrice.....	58
II.5.3.1 Test de fragmentation.....	58
II.5.3.2 Test de la goutte.....	59
Bibliographie.....	61
<b>CHAPITRE III: Interprétation et discussion des résultats</b> .....	63
III.1 Introduction.....	64
III.2 Les caractéristiques des matériaux étudiés.....	66
III.2.1 La matrice PEEK.....	66
III.2.2 Les fibres.....	68
III.2.2.1 La fibre alfa.....	68
III.2.2.2 La fibre de jute.....	69

## Sommaire

---

III.3 Modèles mathématiques.....	71
III.3.1 La technique acoustique non linéaire.....	71
III.3.2 Fraction volumique et massique de l'armature.....	72
III.3.3 Contrainte thermique.....	74
III.3.4 Le formalisme probabiliste de Weibull.....	74
III.3.5 Le modèle mathématique de Cox.....	75
III.4. Modélisation par algorithme génétique.....	76
III.4.1 Description du modèle génétique.....	76
III.4.2 L'organigramme de notre programme.....	77
III.5 Discussion et interprétation des résultats.....	78
III.5.1 Jute / PEEK.....	79
III.5.2 Alfa / PEEK.....	81
III.5.3 Alfa-Jute / PEEK.....	83
Bibliographie.....	86
<b>Conclusion générale &amp; perspectives.....</b>	<b>93</b>
Publication.....	95

## Table des figures

<b>Figure I.1</b>	Matériaux composites.	7
<b>Figure I.2</b>	Les différents types de matrices	8
<b>Figure I.3</b>	La classification des types de renforts	9
<b>Figure I.4</b>	Fibre de verre	10
<b>Figure I.5</b>	Fibre de carbone	10
<b>Figure I.6</b>	Fibre d'aramide	11
<b>Figure I.7</b>	Fibres naturelles	16
<b>Figure I.8</b>	Molécule de cellulose	17
<b>Figure I.9</b>	Structure de la microfibrille de cellulose	18
<b>Figure I.10</b>	Structure d'un type de xyloglucane	19
<b>Figure I.11</b>	Représentation schématique de la lignine	20
<b>Figure I.12</b>	Structure des précurseurs de la lignine	20
<b>Figure I.13</b>	Structure d'une chaîne d'acide polygalacturonique et formation d'un coude par la présence de rhamnose	21
<b>Figure I.14</b>	Mécanismes de retrait à l'échelle des microfibrilles de cellulose.	21
<b>Figure I.15</b>	Schématisation de l'évolution d'un module viscoélastique en fonction de la température	22
<b>Figure I.16</b>	Schématisation de l'allure des courbes contrainte-déformation d'un polymère	24
<b>Figure I.17</b>	Les différents modes de rupture d'un composite: (1) décohésion interfaciale, (2) fissuration de la fibre, (3) fissuration longitudinale, et (4) fissuration transversale de la matrice	26
<b>Figure I.18</b>	Facies de rupture des composites à fibres de chanvre/PLA : (a) fibres de chanvre non traitées, (b) fibres de chanvre traitées	27
<b>Figure I.19</b>	Détail d'une faible adhésion de l'interface entre une fibre d'açaï et du polystyrène (HIPS) sous compression	27
<b>Figure I.20</b>	Facies de rupture des composites 20% fibres non traitées/polypropylène	28
<b>Figure I.21</b>	Courbe contrainte/déformation d'un composite soumis à une traction longitudinale ( $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$ )	30
<b>Figure I.22</b>	Courbe contrainte/déformation d'un composite soumis à une traction longitudinale ( $\epsilon_{fu} > \epsilon_{mu}$ )	30

---



---

## Table des figures

---

<b>Figure II.1</b>	Algorithme général de recuit simulé	41
<b>Figure II.2</b>	Un problème naturel typique : un nid, une source de nourriture et deux chemins, un court, un long.	42
<b>Figure II.3</b>	Algorithme général de colonie de fourmis	43
<b>Figure II.4</b>	Organigramme d'un algorithme évolutionnaire.	44
<b>Figure II.5</b>	Les cinq niveaux d'organisation d'un algorithme génétique	45
<b>Figure II.6</b>	Croisement en codage binaire	46
<b>Figure II.7</b>	Mutation en codage binaire	47
<b>Figure II.8</b>	Probabilité de rupture décrite par une statistique de Weibull	50
<b>Figure II.9</b>	Calcul de la contrainte moyenne de rupture	51
<b>Figure II.10</b>	Elément d'un V.E.R	52
<b>Figure II.11</b>	Equilibre de la matrice en cisaillement	53
<b>Figure II.12</b>	Equilibre élastique dans une portion de fibre.	54
<b>Figure II.13</b>	Modèle de Cox : profil des contraintes fibre/interface	55
<b>Figure II.14</b>	Modèle de Kelly –Tyson	57
<b>Figure II.15</b>	Modèles de Kelly/Tyson et de cox des profils de contraintes de tension dans la fibre et de cisaillement à l'interface	58
<b>Figure II.16</b>	Représentation schématique du principe de l'essai de fragmentation	59
<b>Figure II.17</b>	Représentation schématique des principes des essais de pull-out (a) et de déchaussement de microgoutte (b)	60



---



---

## Table des figures

---

<b>Figure III.1</b>	Illustration de la plante d'alfa à l'état brut	64
<b>Figure III.2</b>	Le monomère de PEEK	67
<b>Figure III.3</b>	Résistance mécanique pour les grandes familles de matrices polymères	67
<b>Figure III.4</b>	Image SEM d'une tige Alfa non traitée	68
<b>Figure III.5</b>	Image MEB d'un faciès de fracture d'une fibre Alfa après un essai de traction	69
<b>Figure III.6</b>	Images SEM de fibres de jute (a) non traitées, (b) traitées aux alcalis, (c) blanchies, (d) broyées, (e) et (f) hydrolysées à l'acide	70
<b>Figure III.7</b>	Spectre de Fourier du signal reçu pour la détermination de paramètres non linéaires	71
<b>Figure III.8</b>	Représentation de l'évolution d'une résonance en fonction de l'amplitude d'excitation dans un matériau intact (a) et endommagé (b)	72
<b>Figure III.9</b>	Spectres de résonance correspondant à une base de matrice polymère de 2,5 mm d'épaisseur à l'état intact (a) et à l'état endommagé (b) (la fréquence de résonance de l'état endommagé est typiquement d'environ 1380 Hz)	72
<b>Figure III.10</b>	Volume Élémentaire Représentatif (V.E.R)	75
<b>Figure III.11</b>	L'organigramme de notre modèle génétique	77
<b>Figure III.12</b>	L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 140\text{N/m}^2$ (jute/PEEK)	80
<b>Figure III.13</b>	L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 115\text{N/m}^2$ (jute/PEEK)	80
<b>Figure III.14</b>	L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 90\text{N/m}^2$ (jute/PEEK)	81
<b>Figure III.15</b>	L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 140\text{N/m}^2$ (alfa/PEEK)	82
<b>Figure III.16</b>	L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 115\text{N/m}^2$ (alfa/PEEK)	82
<b>Figure III.17</b>	L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 90\text{N/m}^2$ (alfa/PEEK)	83
<b>Figure III.18</b>	L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 140\text{N/m}^2$ (alfa-jute/PEEK)	84
<b>Figure III.19</b>	L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 115\text{N/m}^2$ (alfa-jute /PEEK)	84
<b>Figure III.20</b>	L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 90\text{N/m}^2$ (alfa-jute/PEEK)	85

---

## Liste des tableaux

---

<b>Tableau I.1</b>	Les caractéristiques mécaniques des principales matrices thermodurcissables	8
<b>Tableau I.2</b>	Les caractéristiques mécaniques des principales matrices thermoplastiques	9
<b>Tableau I.3</b>	Les caractéristiques mécaniques des renforts	12
<b>Tableau I.4</b>	Les caractéristiques mécaniques des renforts	12
<b>Tableau I.5</b>	La comparaison entre les fibres naturelles et synthétiques	14
<b>Tableau I.6</b>	Principales bres végétales, d'après John et Thomas	15
<b>Tableau I.7</b>	Composition chimique de fibres végétales, d'après Baley	15
<b>Tableau I.8</b>	Propriétés des principales fibres utilisées comme renforts dans les composites à matrice polymère	16
<b>Tableau III.1</b>	Les caractéristiques physiques de la matrice PEEK	68
<b>Tableau III.2</b>	Les propriétés physiques des fibres utilisées	70
<b>Tableau III.3</b>	Les valeurs des paramètres physico-mécaniques utilisés dans notre programme de calcul	79

---

---

# Introduction générale

---

---

### Introduction générale:

A noter que les fibres les plus utilisées comme renforts dans les matériaux composites sont les fibres synthétiques telles que la fibre de verre et de carbone. La fabrication de ces fibres demande beaucoup d'énergie et ce type de renforts a des limites environnementales, ces fibres ne sont ni naturelles ni renouvelables.

La diminution de l'impact environnemental de nos activités est un enjeu capital auquel nous seront confrontés dans les mois à venir. Le développement de matériaux plus performants, et qui ont un faible l'impact environnemental connaît un essor considérable. Ainsi les composites à matrice thermodurcissable tendent à être remplacés par des composites à matrice thermoplastique de hautes performances [1-7]. Pour ces différentes raisons, et depuis plusieurs années, des chercheurs et des industriels ont commencé à penser aux d'autres ressources afin de remplacer une partie des ces matrices et de ces fibres conventionnelles par des fibres naturelles. Les fibres naturelles (d'origine végétale, animale et minérale) sont de plus en plus étudiées et employées comme renforts dans les matériaux composites. Cela permet non seulement la valorisation de ressources locales mais aussi le développement de matériaux prenant en compte l'aspect environnemental [3-7]. Les fibres végétales ont des propriétés mécaniques intéressantes comparables à celles des fibres synthétiques, parmi ces fibres végétales, on peut citer: le lin, le chanvre, jute, alfa,... qui sont les plus disponibles et les plus utilisées.

Le remplacement de fibres synthétiques par de nouvelles fibres "vertes" fait partie de la protection de l'environnement et du développement durable. A ces dernières peut être associées l'utilisation de matrices "vertes", parmi les matrices thermodurcissable et thermoplastique. Les thermodurcissables ne sont pas recyclables, à l'inverse des thermoplastiques. Cependant, les biocomposites ont des inconvénients à savoir la composition chimique et la structure complexe de la fibre influencent sur les propriétés de l'interface fibre-matrice. De plus, cette interface n'est pas toujours parfaite en raison des propriétés différentes entre la fibre végétale hydrophile et la matrice hydrophobe. Par conséquent, un des mécanismes d'endommagement les plus répandus des matériaux biocomposites

est la rupture de l'interface fibre-matrice, où se produit le transfert de charge entre la fibre et la matrice. Généralement, l'interface n'est pas une phase à part, comme elle n'a pas de frontière physique claire. L'interface peut être composée de plusieurs couches comme dans le cas de l'ensimage de fibres de verre. Pour chaque composite, la zone interfaciale est spécifique, et si cette adhésion interfaciale est très forte à l'échelle microscopique, on aura un matériau composite avec des caractéristiques mécaniques très importantes et intéressantes à l'échelle macroscopique. L'optimisation du transfert de charge fibre-matrice passe par une caractérisation de celle-ci; sa chimie, sa morphologie et ses propriétés physiques et mécaniques [8-10].

Toutefois, le frein majeur à l'utilisation de ces nouveaux matériaux biocomposites à base des résines thermoplastiques renforcées par des fibres naturelles est le manque de connaissance de leur comportement thermomécanique et de leur endommagement à l'échelle microscopique [7].

A cet effet, notre objectif dans cette thèse est d'étudier l'effet de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface fibre-matrice de trois matériaux biocomposite hybride Jute-Alfa/PEEK et biocomposites Jute/PEEK et Alfa/PEEK. Afin de déterminer l'endommagement à l'interface, nous avons utilisé une approche génétique basée sur le formalisme probabiliste de Weibull (endommagement de la fibre et de la matrice) [11]. La fonction objective de notre algorithme était basée sur le modèle analytique de Cox [12]. La distance entre les fibres a été déterminée par le concept de volume et de fraction volumique présenté par Antoine [13].

Le présent manuscrit est structuré en trois chapitres:

- Le premier chapitre est divisé en deux parties, la première contient un état de l'art orienté notamment sur l'étude des matériaux composites et biocomposites et les caractéristiques de ses différents constituants (fibre, matrice, interface fibre-matrice). La deuxième partie a été consacrée à la présentation des phénomènes d'endommagements d'interface des matériaux composites à base

des fibres végétales et les différents modèles d'endommagements établis à cet effet.

- Le deuxième chapitre est consacré aux modèles théoriques (analytiques, déterministes et non déterministes, empiriques) utilisés dans la modélisation des matériaux composites et biocomposites que nous aurons besoin par la suite dans notre modélisation.
- Le dernier chapitre présente l'analyse et l'interprétation des résultats trouvés.

Finalement, une conclusion vient clôturer ce travail à travers une synthèse générale et la proposition de quelques perspectives qui seront utiles pour les travaux à venir.

### Bibliographie

- [1] P. Wambua, J. Ivens, and I. Verpoest. (2003). Natural fibres : can they replace glass in fibre reinforced plastics ? *Composites Science and Technology*, 63 :1259-1264.
- [2] C. Baley. (2013). Fibres naturelles de renfort pour matériaux composite. *Tecniques de l'ingénieur*, vol. AM 5 130v2, pp. 1–17.
- [3] Duy Cuong Nguyen. (2016). Caractérisation de l'interface fibre/matrice. Application aux composites polypropylène/chanvre. Thèse de doctorat, université de technologie de Troyes.
- [4] Mohamed Thariq Hameed Sultan, Mohd Shukry Abdul Majid, Mohd Ridzuan Mohd Jamir, Azwan Iskandar Azmi, Naheed Saba. (2021). *Biocomposite Materials: Design and Mechanical Properties Characterization*. ISBN: 978-981-33-4091-6. Springer.
- [5] L. Sobczak, R.W. Lang, and A. Haider. (2012). Polypropylene composites with natural fibers and wood - general mechanical property. *Composites Science and Technology*, 72 :550-557.
- [6] A. Bourmaud and C. Baley. (2007). Investigations on the recycling of hemp and sisal fibre reinforced polypropylene composite. *Polymer Degradation and Stability*, 92 :1034-045.
- [7] Florian Gehring. (2013). Étude du comportement mécanique et de l'endommagement de composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes de chanvre : approche expérimentale et modélisation. Université de Lorraine. submitted 29 mars 2018.
- [8] F.G. Torres and M.L. Cubillas. (2005). Study of the interfacial properties of natural fibre reinforced polyethylene. *Polymer Testing*, 24 :694-698.
- [9] A. Valadez-Gonzalez, J.M. Cervantes-Uca, R. Olayo, and P.J. Herrera-Franco. (1999). Effect of fiber surface treatment on the fiber-matrix bond strength of natural fiber reinforced composites. *Composites : Part B*, 30 :309-320.
- [10] A. Le Duigou, P. Davies, and C. Baley. (2013). Exploring durability of interfaces in flax fibre/epoxy micro-composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 48, pp. 121–12.
- [11] Weibull, W. (1939). A statistical theory of the strength of materials. *Royal Swedish Academy of English Science Proceedings*, 151, 1–45.
- [12] Cox H.L. (1952). The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. *British journal of applied physics*, 12, 72–79.
- [13] Antoine Chateauminois (2000). *Cours Matériaux Composites: description microstructure d'un composite*. <https://fr.scribd.com/document/215287303/Microstructure>.

---

---

# Chapitre I: Etat de l'art

---

---



## Partie I: Matériaux composites et biocomposites

### I.1 Introduction

La définition des biocomposites varie considérablement dans la littérature avec certaines définitions incluant les composites composés de fibres synthétiques ou de polymères. Plusieurs recherches sur les biocomposites [1-6] et de nombreux articles de synthèse [3-20] donnent un excellent aperçu des composites fabriqués à partir de fibres naturelles et/ou de biopolymères.

Les matériaux biocomposites sont des biopolymères renforcés par des fibres ou des polymères renforcés par des fibres naturelles. Les chercheurs ont développé ces matériaux comme alternative aux matériaux conventionnels qui peuvent être non renouvelables ou fabriqués par des procédés polluants. Alors que la production à l'échelle industrielle de biocomposites devient de plus en plus importante [1,5-20].

### I.2 Matériaux composite

Un matériau composite est constitué de différentes phases nommées renforts et matrice [21] (figure I.1). Lorsque le matériau composite est non endommagé, les renforts et la matrice sont parfaitement liés et il ne peut pas y avoir ni glissement ni séparation entre les différentes phases. Les renforts se présentent sous forme de fibres continues ou discontinues. Le rôle du renfort est d'assurer la fonction de résistance mécanique aux efforts. La matrice assure quant à elle la cohésion entre les renforts de manière à répartir les sollicitations mécaniques. L'arrangement des fibres, leur orientation permettent de renforcer les propriétés mécaniques de la structure. Les différentes études ont porté plus particulièrement sur les matériaux composites à renfort fibre longue continue utilisés dans l'industrie nautique, automobile, aéronautique et spatiale. Les pièces structurales sont réalisées par empilement de nappes en optimisant les directions des renforts en fonction des charges qu'elles doivent subir. La nature de la résine ou du renfort est choisie en fonction de l'application finale visée.

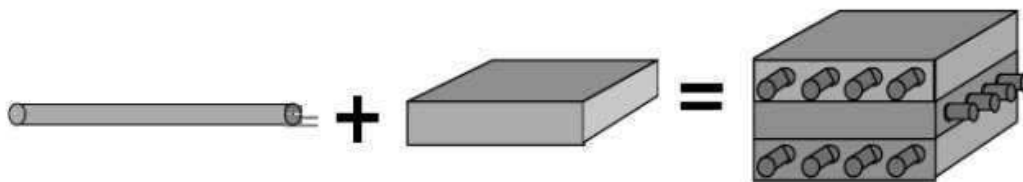


Figure I.1: matériaux composites.

### I.2.1 Matrices

La matrice constituant le matériau composite est une résine polymère. Les résines polymères existent en grand nombre et chacune à un domaine particulier d'utilisation. Dans les applications où une tenue de la structure aux très hautes températures est requise, des matériaux composites à matrice métallique, céramique ou carbone sont utilisés. Dans le cas des matériaux en carbone des températures de 2 200°C peuvent être atteintes. La classification des types de matrices couramment rencontrées est donnée sur la figure I.2 [21-23]

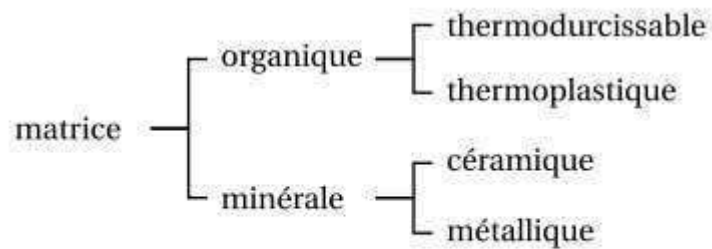


Figure I.2 : Les différents types de matrices [21-23]

#### I.2.1.1 Matrices thermodurcissables

Les résines thermodurcissables ne peuvent être mises en forme qu'une seule fois. Elles sont en solution sous forme de polymère non réticulé en suspension dans des solvants. Les résines polyesters insaturées, les résines de condensation (phénoliques, amioplastes, furaniques) et les résines époxydes sont des résines thermodurcissables.

Les matériaux les plus performants ont des caractéristiques mécaniques élevées et une masse volumique faible. Ces caractéristiques sont présentées dans le tableau I.1 [21].

Résines	$T_f$ (°C)	$\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )	$\varepsilon_t^R$ (%)	$\sigma_t^R$ (MPa)	$\sigma_c^R$ (MPa)	$E$ (GPa)
Polysters	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
Epoxydes	290	1100 à 1500	2 à 5	60 à 80	250	3 à 5

Tableau I.1: Les caractéristiques mécaniques des principales matrices thermodurcissables [21].

### I.2.1.2 Matrices thermoplastiques

Les résines thermoplastiques ont des propriétés mécaniques faibles. Ces résines sont solides et nécessitent une transformation à très haute température. Les polychlorures de vinyle (PVC), les polyéthylènes, polypropylène, polystyrène, polycarbonate polyamide sont quelques exemples de ces résines thermoplastiques. Les résines thermoplastiques classiquement rencontrées sont PEEK, K3B [21].

De même que pour les résines thermodurcissables, les matériaux les plus performants ont des caractéristiques mécaniques élevées et une masse volumique faible : ces dernières sont présentées dans le tableau I.2 [21].

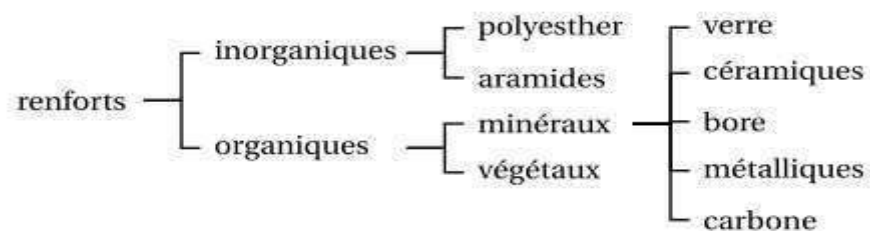
Résines	$T_f$ (°C)	$\rho$ (Kg $m^3$ )	$\sigma_t^R$ (MPa)	$E$ (GPa)
Polyamide	65 à 100	1140	60 à 85	1,2 à 2,5
Polypropylène	900	1200	20 à 35	1,1 à 1,4

**Tableau I.2:** Les caractéristiques mécaniques des principales matrices thermoplastiques [21].

### I.2.2 Les renforts

Les renforts assurent la résistance mécanique du matériau composite. Les renforts constitués de fibres se présentent sous les formes suivantes: linéique (fils, mèches), tissus surfaciques (tissus, mats), multidirectionnelle (tresse, tissus complexes, tissage tri directionnel ou plus) [21,23].

La classification des types de renforts couramment rencontrés est indiquée sur la figure 1.3.



**Figure I.3:** la classification des types de renforts [21]

#### I.2.2.1 Fibre de verre

Les fibres de verre représentent le renfort de base des composites de grande diffusion. Elle est obtenue à partir de sable (silice) et d'additifs (alumine, carbonate de chaux, magnésie, oxyde de bore). On distingue trois types de fibres [24] :

- E : pour les composites de grande diffusion et les applications courantes ;
- R : pour les composites hautes performances ;

- D : pour la fabrication de circuits imprimés (propriétés diélectriques).

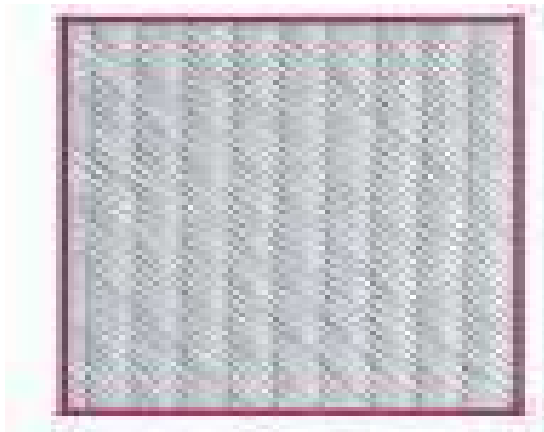


Figure I.4: fibre de verre [24]

### 1.2.2.2 Fibre de carbone

C'est la fibre la plus utilisées dans les applications hautes performances. Elle est obtenue par carbonisation de la fibre de PAN (Polyacrylonitrile). Selon la température de combustion, on distingue deux types de fibres [24]:

- fibres haute résistance (HR) : pour une combustion de 1000 à 1500 °C ;
- fibres haut module (HM) : pour une température de combustion de 1800 à 2000 °C.

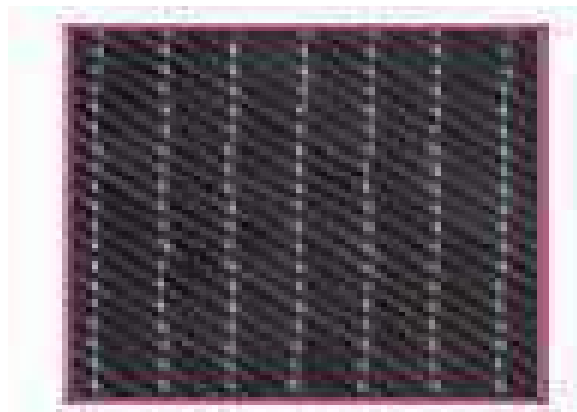


Figure I.5: fibre de carbone [24]

### 1.2.2.3 Fibre d'aramide

Souvent appelée KEVLAR®, la fibre d'aramide est issue de la chimie des polyamides aromatiques. Il est possible de trouver deux types de fibres d'aramide de rigidités différentes [24]:

- les fibres bas module : utilisées pour les câbles et les gilets pare-balles ;
- les fibres haut module : employées dans le renforcement pour les composites hautes performances.

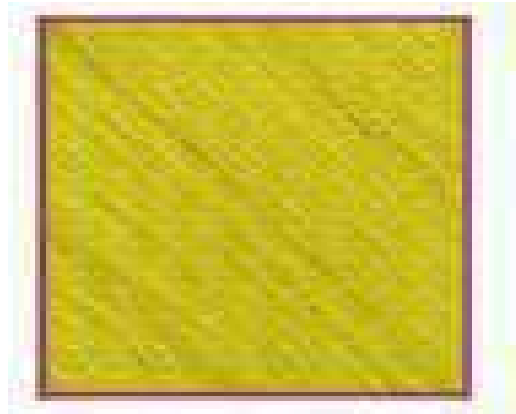


Figure I.6: fibre d'aramide [24]

#### 1.2.2.4 Fibre céramique

Les matériaux composites de type céramiques sont souvent constitués de renforts et de matrice en céramique. Les fibres sont élaborées par dépôt chimique en phase vapeur sur un fil support. Ces fibres sont rencontrées dans des applications où la température est très élevée entre 500°C et 2 000°C. Ces matériaux sont utilisés notamment dans les parties chaudes des moteurs d'avions. Quelques exemples de fibres céramiques [21]:

- fibres de Carbure de Silicium
- fibres de Bore
- fibres de Bore carbure de silicium

#### 1.2.2.5 Fibre de bore

Fibres de haut module et insensibles à l'oxydation à hautes températures, elles sont obtenues par dépôt en phase gazeuse sur un substrat en tungstène.

#### 1.2.3 Les caractéristiques mécaniques des fibres

Dans le tableau I.3 et I.4, nous donnons les différentes caractéristiques mécaniques des renforts les plus utilisés dans la construction des matériaux composites [21,24].

Renforts	$\rho(Kg/m^3)$	$\sigma_t^R(MPa)$	$\sigma_c^R(MPa)$	$E(GPa)$
AS4	1800	/	3599	235
T300	1700	1,2	3654	231
IM6	/	0.88	1460	/
IM8	1800	/	5171	310
kevlar	1440	2,5	3620	124
Verre E	2580	3,5	3450	69

Tableau I.3: Les caractéristiques mécaniques des renforts [21]

Renforts	Diamètre (um)	Masse Volumique (Kg/m <sup>3</sup> )	Module Young (GPa)	Coefficient De poisson	Allongement à la rupture (%)	Dilatation Thermique °C <sup>-1</sup>
Verre E	16	2600	74	0,25	3,50	0,5*10 <sup>-5</sup>
Verre R	10	2500	86	0,20	4,00	0,3*10 <sup>-5</sup>
Carbone HM	6,5	1800	390	0,35	0,60	0,08*10 <sup>-5</sup>
Carbone HR	7	1750	230	0,30	1,30	0,02*10 <sup>-5</sup>
Kevlar 49	12	1450	130	0,40	2,30	-0,20*10 <sup>-5</sup>
Bore	100	2600	400		0,80	0,40*10 <sup>-5</sup>
Silicate d'alumine	10	2600	200		1,50	
Polyéthylène		960	100			

Tableau I.4: Les caractéristiques mécaniques des renforts [24]

### I.2.4 Les charges, adjuvants et additifs

Différents produits peuvent être incorporés aux composites pour leur assurer des caractéristiques particulières ou pour en réduire le coût. Ces produits ajoutés sont appelés des charges ou des additifs. L'intérêt de l'ajout du premier type est d'augmenter la viscosité et d'améliorer les caractéristiques mécaniques. Les particules les plus utilisées sont constituées de carbonate de calcium (craie) et de silicate de magnésium (talc). Des billes de verre creuses sont parfois ajoutées à la pâte de SMC pour diminuer le poids volumique [25,26]. Cependant, l'ajout du second type est de faciliter le façonnage du composite, de son moulage et d'améliorer son aspect extérieur ainsi que sa protection du phénomène de photo oxydation. On y distingue divers types : lubrifiants, agents de démoulage, stabilisants, agent anti-retrait, pigments et colorant [25,27].

## I.2.5 Interface fibre-matrice

L'importance de la liaison entre fibre et matrice est tellement cruciale pour les propriétés du matériau composite au point où elle est considérée comme un troisième constituant d'un matériau composite bien que sa fraction volumique théoriquement est nulle ou pratiquement faible. En effet, elle permet le transfert des contraintes tout en évitant le déplacement relatif de l'une par rapport à l'autre. Elle peut éventuellement être considérée comme un constituant du composite car elle possède ces propres propriétés chimiques, physiques, et mécaniques [25].

## I.3 Matériaux biocomposites

### I.3.1 Définitions

Un matériau biocomposite, n'est rien de plus qu'un matériau composite formé d'une matrice, généralement de la résine et d'un élément de renfort, il est généralement constitué de fibres naturelles issues majoritairement de végétaux ou de cellulose. Ces types de matériaux ont une large utilisation allant du domaine biomédical jusqu'à la construction. [28]

Le principe de base sur lequel repose la formation de ces matériaux est que chacun de leurs composants est biocompatible. Ces matériaux biocomposites se caractérisent par le fait que la matrice résineuse est essentiellement naturelle, donc biodégradable. Concernant plutôt la partie fibreuse, les fibres naturelles sont le plus souvent des fibres de bois, de chanvre, de lin, de jute, etc..

Les biocomposites partent du concept de base du FRP, Fiber Reinforced Plastics, à savoir par une combinaison d'une résine polymère et d'une fibre de renfort, qui n'utilisent que l'utilisation d'éléments d'origine végétale, au lieu d'exploiter les matières premières d'origine synthétique, généralement dérivé du traitement du pétrole, donc certainement pas de danger pour l'environnement [28,29].

### I.3.2 Les fibres naturelles

Les fibres naturelles sont classées généralement en fonction de leurs origines : animale, végétale et minérale. Les fibres d'origine végétale sont constituées majoritairement de cellulose et possèdent des propriétés mécaniques supérieures à celles d'origine animale. Ces dernières, telles que la laine et la soie, sont largement utilisées dans le domaine du textile. Les fibres d'origines végétales peuvent être classées en sous familles selon d'où elles ont été extraites ; graines, fruits, écorce, feuilles, bois, tiges ou canne [30].

### I.3.2.1 Domaines d'application

Les applications des fibres naturelles se développent dans de nombreux secteurs tels que l'automobile, l'ameublement, l'emballage et la construction. Ceci est principalement dû à leurs avantages par rapport aux fibres synthétiques, à savoir faible coût, faible poids, moins de dommages aux équipements de traitement, finition de surface améliorée des pièces moulées en composite, bonnes propriétés mécaniques relatives, ressources abondantes et renouvelables [31,32]. Les fibres naturelles sont utilisées dans diverses applications telles que la construction matériaux, panneaux de particules, panneaux isolants, alimentation humaine et animale, cosmétiques, médicaments et pour d'autres biopolymères et produits chimiques fins [32,33]. Le tableau I.5 montre la comparaison entre les fibres naturelles et synthétiques. Le tableau 1.5 représente les fibres naturelles qui ont des propriétés mécaniques modérées par rapport aux fibres synthétiques comme le verre, le carbone, le kevlar, etc., mais le principal inconvénient des fibres naturelles est une sensibilité élevée à l'humidité.

Aspects	Propriétés	Fibres naturelles	Fibres synthétiques
Technique	Propriétés mécaniques	Modérer	Haute
	Sensibilité à l'humidité	Haute	Faible
	Sensibilité thermique	Haute	Faible
Environnement	Ressource	Infini	Limité
	Production	Faible	Haute
	Recyclabilité	Bien	Modérer

Tableau I.5: comparaison entre les fibres naturelles et synthétiques [31].

### I.3.2.2 Classification des fibres naturelles

Les fibres naturelles sont classées selon leur origine : animale, minérale ou végétale. La composition et la structure de ces fibres dépendent de cette origine. Par exemple les fibres d'origine animale (soie, laine...) sont principalement constituées de protéines alors que les fibres végétales (issues de plantes et végétaux) sont principalement constituées de cellulose (cellulose- $\alpha$ ) [34]. La cellulose est un polymère naturel de D-anhydroglucose ( $C_6H_{11}O_5$ ), la répétition du monomère conduisant à la chaîne macromoléculaire linéaire de cellulose se fait via des liaisons appelées liaisons glycosidiques  $\beta$  porté par les atomes de carbone 1 et 4 du motif élémentaire ( $\beta - 1, 4 -$  glycosidic bonds) [35]. Le tableau I.6 présente un extrait des principales fibres végétales recensées par John et Thomas [34].



Sources des fibres	Espèce	Origine
Bambou	>1250	herbe
Banane	Musa indica	feuille
Fibre de coco	Cocos nucifera	fruit
Coton	Gossypium sp.	graine
Lin	Linum usitatissimum	tige
Chanvre	Cannabis sativa	tige
Jute	Corchorus capsularis	tige
Sisal	Agave sisilana	feuille
Bois	>10000	Tige

**Tableau I.6:** Principales bres végétales, d'après John et Thomas [34]

Les fibres végétales sont principalement composées d'hémicellulose, de pectine et de cellulose, ce dernier constituant est le seul à présenter une forme cristalline conférant à la fibre des propriétés thermomécaniques intéressantes. Le tableau I.7 donne la composition moyenne de quelques fibres [36].

Fibre	Pectine	Hémicellulose	Cellulose
Lin	6 ± 3	7 ± 3	82 ± 3
Chanvre	2,5	5,5	78,3
Jute	0,2	12	64,4
Sisal	0,8	12	65,8

**Tableau I.7:**Composition chimique de fibres végétales, d'après Baley [36].

Le comportement thermomécanique de chaque biofibre dépend non seulement de leur composition mais aussi de leur structure [34]. Comme décrit dans le review de Bledzi et Gassan [37], chacun des principaux constituants agit sur les propriétés physiques et mécaniques :

- 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;
- le module de Young augmente avec la teneur en cellulose;
- la ductilité (déformation à rupture) des fibres végétales augmente si l'angle de spiral augmente. En effet les fibrilles se réorientent progressivement parallèlement à l'axe de chargement avant de supporter la pleine charge.

Le tableau I.8 présente les propriétés des principales fibres utilisées comme renforts dans les composites à matrice polymère. La forte variabilité observée pour les caractéristiques des fibres végétales peut être expliquée par les nombreux facteurs mis en évidence dans cette section (la méthode d'extraction, le vieillissement, la structure et la composition chimique). Ces propriétés sont généralement obtenues via des essais simples [38].

	Fibres	E(GPa)	$\epsilon_r$ (%)	$\sigma_m$ (MPa)	Densité
<b>Fibres synthétiques</b>	Verre E	72-73	3-4,6	2000-3400	2,54
	Carbone	230-825	0,3-1,5	2350-3530	1,7-2
	Aramide	124	2,9	3620	1,44
<b>Fibres végétales</b>	Lin	12-85	1-4	600-2000	1,54
	Chanvre	35	1,6	389	1,07
	Jute	26,5	1,5-1,8	393-773	1,44
	Coton	5,5-12,6	7-8	287-597	1,5-1,6
<b>Fibres animales</b>	Noix de coco	4-6	15-40	131-175	1,15
	Ver à soie	5-16	15-18	200-650	/
	Araignée	7	30	600	/

**Tableau I.8:** propriétés des principales fibres utilisées comme renforts dans les composites à matrice polymère [38].

Les fibres d'origine végétale sont de plus en plus étudiées afin d'être employées comme renfort dans les matériaux composites. Grâce à leur faible densité, leur biodégradabilité ainsi que leur abondance, l'utilisation de ces fibres est intéressante du point de vue économique et environnementale. (figure I.7).



**Figure I.7:** Fibres naturelles [31].

### I.3.3 La cellulose

La cellulose est un polymère naturel dont les molécules, formées de longues chaînes, sont constituées de D-anhydroglucopyranoses liés par des liaisons  $\beta$ -(1,4)-glycosidiques en position C<sub>1</sub> et C<sub>4</sub> (figure I.8). Le degré de polymérisation (DP) est d'environ 10000, il varie selon l'espèce végétale. Chaque unité de répétition comporte trois groupes hydroxyles. Ces groupes hydroxyles et leur capacité à réaliser des liaisons hydrogène jouent un rôle majeur pour la cristallinité [39-44].

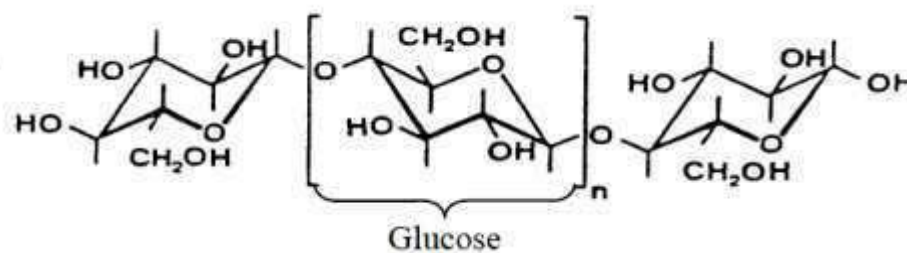
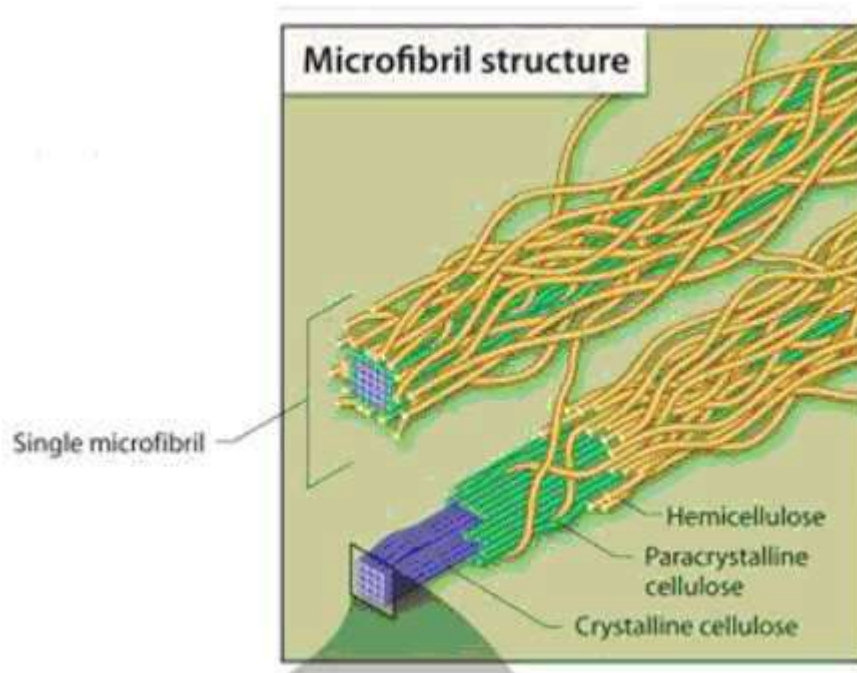


Figure I.8: molécule de cellulose.

Les chaînes de cellulose sont rassemblées en structures basiques appelées microfibrilles (figure I.9) qui ont des diamètres de 2 à 20 nm. Chaque microfibrille peut être considérée comme des chaînes de cristaux de cellulose liés par des domaines amorphes [43]. Contrairement aux autres composants des fibres qui possèdent une structure amorphe, la cellulose possède en effet une structure en grande partie cristalline. La cellulose cristalline est l'un des polymères ayant le module d'élasticité le plus élevé, soit environ 136 GPa à comparer aux 75 GPa de la fibre de verre [40,41].



**Figure I.9:** Structure de la microfibrille de cellulose [43,45].

La cellulose n'est pas hydrosoluble mais est fortement hydrophile, propriété qui est à l'origine, pour les fibres exploitées, de leur grand confort en tant que fibres textiles. Dans les conditions normales d'utilisation, elle peut contenir jusqu'à 70% d'eau. Le remplacement d'une partie des interactions inter-chaînes par des liaisons hydrogènes entre la cellulose et l'eau provoque une plastification du matériau et donc une diminution de ses caractéristiques mécaniques. Alors que la contrainte à la rupture des fibres de cellulose très cristalline peut atteindre 700 MPa à sec, elle peut perdre jusqu'à 30% de sa valeur en atmosphère humide. La cellulose est résistante aux alcalins forts, mais est facilement hydrolysée par les acides [42].

### I.3.4 L'hémicellulose

L'hémicellulose comprend un groupe de polysaccharides composés d'une combinaison de cycles à 5 et 6 carbones (un exemple est représenté sur la figure I.10). L'hémicellulose forme la matrice de support des microfibrilles de cellulose [46]. L'hémicellulose diffère de la cellulose par trois aspects. Tout d'abord, elle est composée de sucres neutres : xylose, arabinose, galactose, glucose, mannose, et d'acides uroniques alors que la cellulose ne contient que des unités 1,4- $\beta$ D-glucopyranose. Deuxièmement, elle présente un degré considérable de branchements contenant des groupes latéraux à l'origine de sa nature non-cristalline. Enfin, à l'état naturel, elle a un degré de polymérisation compris entre 50 et 300, tandis que celui de la cellulose native est 10-100 fois plus élevé. L'hémicellulose est très hydrophile, soluble en milieu alcalin, et

facilement hydrolysable dans les acides [39,40]. L'hémicellulose a, de plus, une structure chimique très différente selon l'origine végétale, le type cellulaire, la localisation dans la paroi ou bien encore l'âge des tissus. Parmi les hémicelluloses les plus fréquentes de la paroi des cellules du bois se trouvent les familles des xylanes, des mannanes et des galactanes. La classe d'hémicellulose la mieux étudiée correspond aux xyloglucanes (figure I.10). Ils sont constitués d'une chaîne de glucose et de courtes chaînes latérales de xylose, galactose et fucose [47].

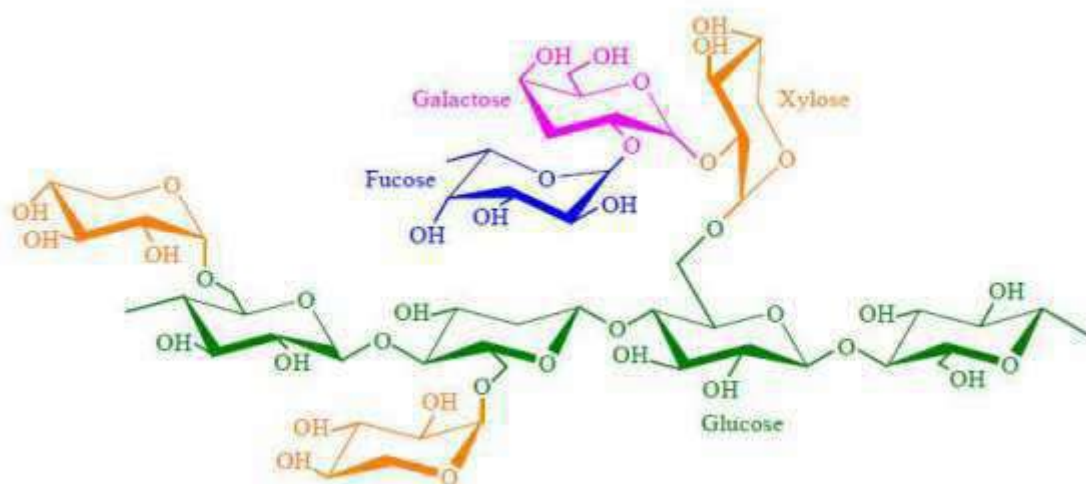


Figure I.10: Structure d'un type de xyloglucane [47].

### I.3.5 La lignine

La lignine est une macromolécule extrêmement hétérogène composée de polymères aromatiques. Elle représente, après les polysaccharides, le polymère naturel le plus abondant sur terre. Elle participe à la rigidité structurale des parois cellulaires et protège les plantes contre l'attaque des organismes pathogènes. La lignine est une molécule à trois dimensions composée d'unités de phényle propane (figure I.11). Les unités primaires (monolignols) constituant la lignine sont l'alcool coniférylique, l'alcool sinapylique et l'alcool p-coumarylique (figure I.12). Au cours du processus de lignification, des phénoloxydases végétales telles que les laccases interviennent et permettent la polymérisation des différentes unités élémentaires. Une fois synthétisée, la lignine s'associe avec les différents polysaccharides pour former une matrice constitutive de la paroi végétale [44,45].

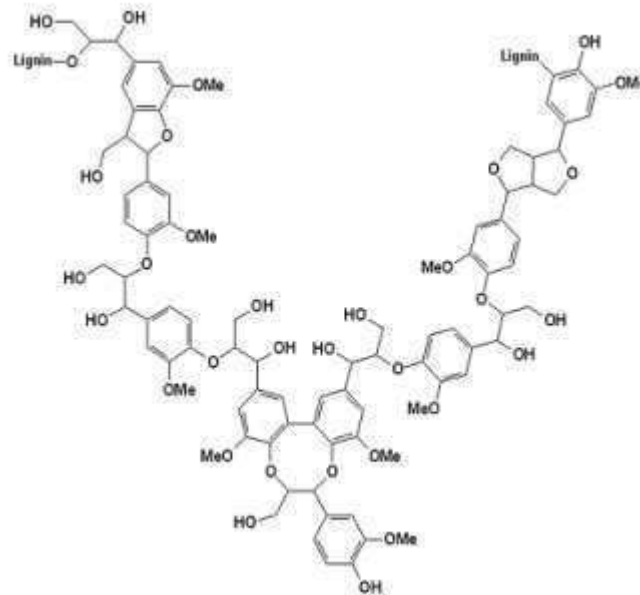


Figure I.11: Représentation schématique de la lignine [44,45].

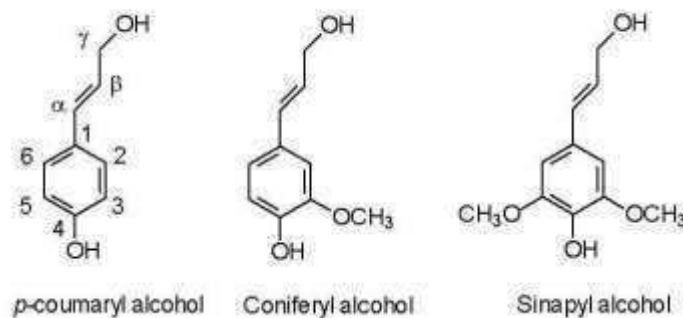
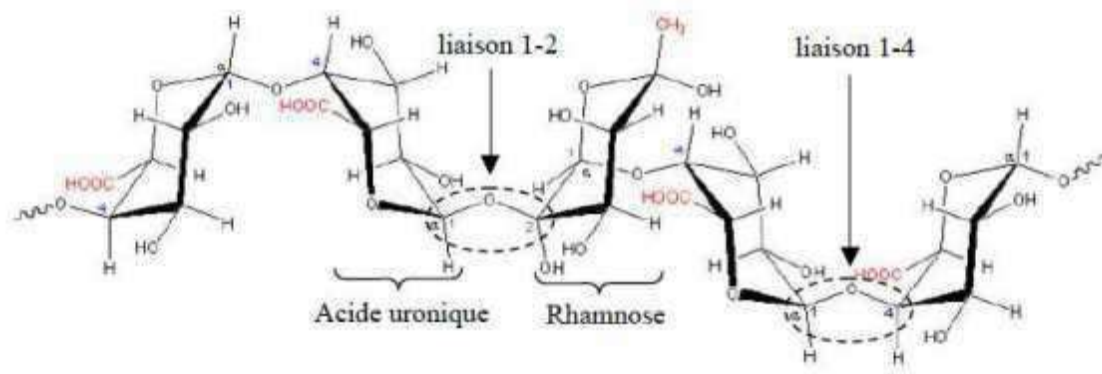


Figure I.12: Structure des précurseurs de la lignine [45].

### I.3.6 Les pectines

Les pectines sont des polysaccharides acides dont la chaîne principale est composée de monomères d'acide uronique liés en 1-4 (figure I.13) [47]. Régulièrement, des molécules de rhamnose s'intercalent entre ces monomères par des liaisons 1-2 et 1-4. Certaines de ces unités rhamnose portent des chaînes latérales composées d'oses neutres parmi lesquels le galactose et l'arabinose sont les plus abondants. Ce type de liaison entre les molécules d'acide uronique et de rhamnose forme des coudes (figure I.13). La macromolécule de pectine ressemble à un zig-zag. Cet agencement lui confère des propriétés particulières. Elle procure une certaine flexibilité aux plantes [47].

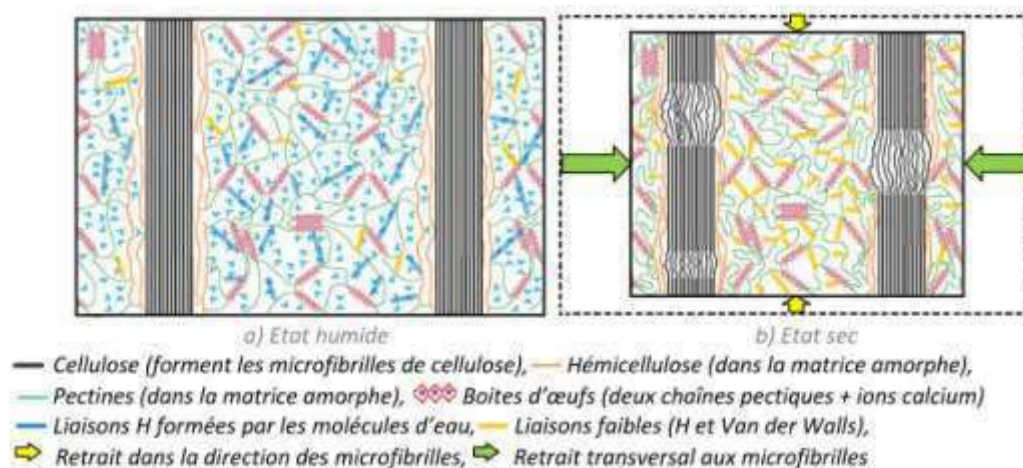


**Figure I.13:** Structure d'une chaîne d'acide polygalacturonique et formation d'un coude par la présence de rhamnose [47].

### I.3.7 Cires

Les cires sont des constituants des fibres naturelles, qui peuvent être extraits avec des solutions organiques. Ces matériaux se composent de différents types d'alcools insolubles dans l'eau et de plusieurs acides tels que l'acide palmitique, l'acide oléagineux et l'acide stéarique [37].

La figure I.14 montre les mécanismes de retrait à l'échelle des microfibrilles de cellulose [48].



**Figure I.14:** Mécanismes de retrait à l'échelle des microfibrilles de cellulose.

## I.4 Les polymères

### I.4.1 Définitions

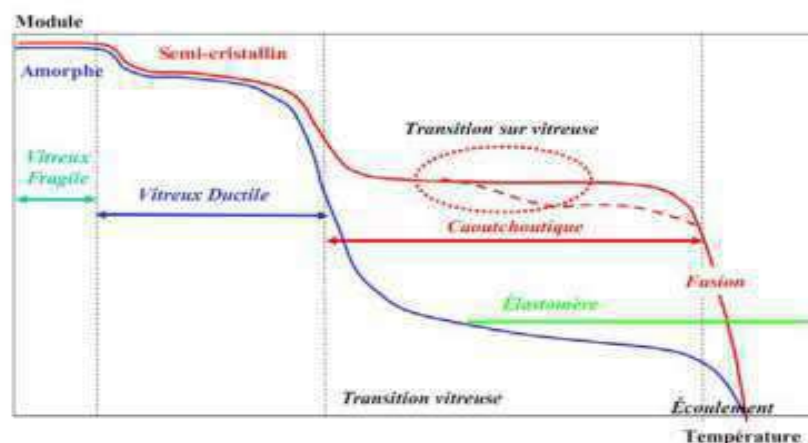
Les polymères sont des composés organiques dont la structure en chaînes carbonées est définie par son motif élémentaire, appelé monomère (A), la répétition de ce motif confère à la macromolécule cette structure de chaîne. On parle d'homopolymère si tous les motifs qui constituent la chaîne sont identiques

(-A-A-A-) ou de copolymère si elle est composée de motifs de nature chimique différente. Deux types de copolymère sont possibles, les copolymères statistiques si les motifs s'alternent (-A-B-A-A-B-B-B-) ou les copolymères à blocs (-A-A-A-B-B-B-). Les polymères sont synthétisés sous forme d'arrangements réguliers ou non de chaînes linéaires. Cet arrangement peut se retrouver sous deux formes, un état cristallin, dans lequel les chaînes adoptent une conformation régulière, ordonnée et compacte rendant possible la définition d'une maille cristalline périodique dans les trois directions de l'espace et un état amorphe, dans lequel les chaînes s'arrangent en une conformation statistique en pelote, c'est à dire que les chaînes voisines sont étroitement imbriquées et enchevêtrées. Dans la plupart des polymères, ces deux formes coexistent, en effet des ramifications et une vitesse de refroidissement trop importante empêchent la cristallisation complète et donnent naissance à une structure amorphe. On retrouve donc une alternance de phase amorphe et cristalline, on parle alors d'un état semi-cristallin [49].

## I.4.2 Caractéristiques des polymères

### I.4.2.1 Dépendance de la température

Une chaîne macromoléculaire réagit à des sollicitations mécaniques, thermiques ou électriques. Le passage d'un état perturbé vers un état d'équilibre de la chaîne est rendu possible par l'existence de mouvements moléculaires dus à l'agitation thermique, ces retours sont appelés relaxations. La transition  $\alpha$  (associée à la transition vitreuse) est la plus importante. Elle correspond au moment où les chaînes de polymères amorphes ont suffisamment de mobilité pour un changement de conformation global (coopérativité des mouvements locaux). Cette transition traduit le passage de l'état vitreux à l'état caoutchoutique, elle s'accompagne d'une modification brutale des modules viscoélastiques du matériau. Cette chute est plus intense dans les polymères amorphes (figure I.15) [49].



**Figure I.15:** Schématisation de l'évolution d'un module viscoélastique en fonction de la température [50].



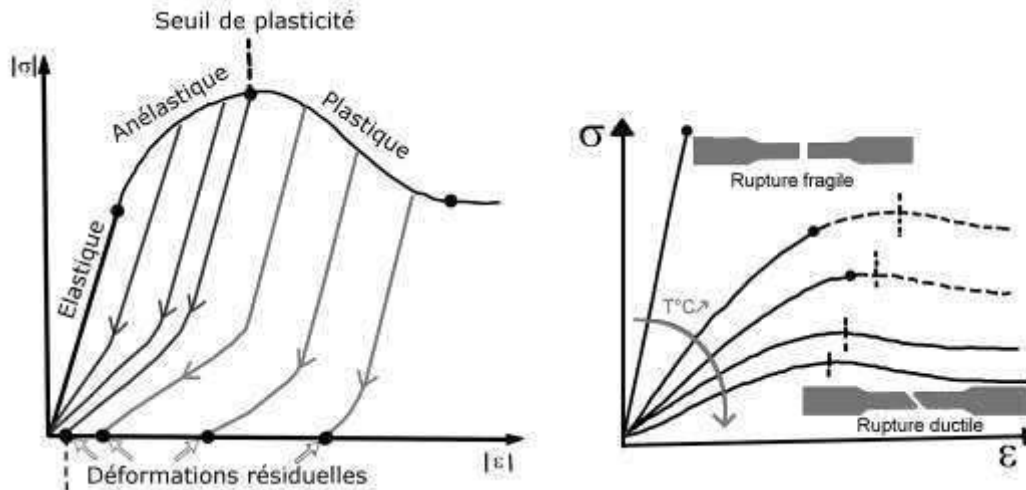
### I.4.2.2 Dépendance au temps

Le comportement des polymères dépend également fortement de la vitesse de sollicitation. L'influence du temps sur les déformations du polymère peut être mis en évidence par un essai de fluage. En effet, lorsqu'on impose un échelon de contrainte à un matériau polymère, la déformation de celui-ci est composée d'une déformation instantanée et d'une déformation retardée qui croît sous contrainte constante [49].

### I.4.2.3 Comportement mécanique des polymères

Les courbes  $\sigma$ - $\varepsilon$  schématiques des polymères montrent les différents comportements se succédant à déformation croissante (figure I.16 (a)). A faible déformation, la contrainte évolue linéairement avec la déformation -c'est le domaine élastique. Au-delà, la contrainte n'évolue plus linéairement -le comportement anélastique ou viscoélastique se manifeste alors clairement. Dans ce domaine, les chemins de charge et de décharge ne sont pas identiques et indiquent qu'une partie de l'énergie a été dissipée. De plus, à contrainte nulle, aucune déformation résiduelle n'est observable au bout d'un temps raisonnable. La fin de ce domaine est matérialisée par le seuil de plasticité, à partir duquel le comportement viscoplastique apparaît. Un phénomène d'instabilité plastique se manifeste alors et est associé à une localisation de la déformation.

Les essais de traction uniaxiale sont le plus souvent utilisés pour caractériser un polymère. Lors de cet essai, la présence ou non des trois types de comportement (élastique, anélastique, viscoplastique) dépend de la température (figure I.16 (b)). En effet, à haute température (proche de  $T_g$  pour un polymère amorphe et entre  $T_g$  et  $T_f$  pour un polymère semi-cristallin), la courbe présente les trois domaines et la rupture intervient dans le domaine viscoplastique. Lorsque la température diminue ( $T < T_g$  pour les semi-cristallins), la rupture s'opère dans le domaine anélastique et le seuil de plasticité ne se distingue plus. Notons également que l'augmentation de la vitesse de déformation aura la même influence sur l'allure des courbes qu'une diminution de la température [49,51].



**Figure I.16:** Schématisation de l'allure des courbes contrainte-déformation d'un polymère [52].

## 1.5 Conclusion

De nombreuses recherches portent sur l'amélioration des performances des composites pour étendre leur utilisation à des applications où les contraintes sont critiques. Les performances finales vont dépendre du choix de la matrice, des renforts, de la mise en forme et surtout de leur interaction, c'est à dire de la résistance de l'interface. Ainsi un domaine d'investigation majeur porte sur la détermination de méthode permettant d'augmenter les propriétés de l'interface (traitements des fibres, de la matrice et l'ajout d'un agent de couplage). Les composites à renforts naturels ont un grand potentiel pour de nombreuses applications comme substitut aux composites à fibres synthétiques. En effet, les avantages des fibres naturelles par rapport à leurs homologues synthétiques (fibres de verre, de carbone,...) sont nombreux. Nous pouvons citer par exemple leur coût moindre et leurs propriétés spécifiques, c'est à dire les propriétés mécaniques ou thermiques ramenées à la densité. Cependant, leur température de dégradation relativement basse limite le choix de la matrice à celle dont la température de mise en forme est inférieure à 200°C [49].

Dans la deuxième partie de ce chapitre, nous allons présenter les différents phénomènes d'endommagements des matériaux composites.

## Partie II: Phénomènes d'endommagements

### I.6 Introduction

Plusieurs auteurs ont montré que les zones de contraintes se trouvaient aux alentours des dislocations sur des distances faibles. A cette localisation, les interfaces fibre-matrice présentent de grande concentrations de contraintes. La présence de dislocations sur les fibres présente donc des points de faiblesse au niveau des interfaces fibre-matrice qui sont susceptibles de provoquer l'endommagement prématuré du matériau composite lorsqu'il est soumis à une sollicitation mécanique. Barbulée et al. reportent qu'il est plus important de résoudre tout d'abord le problème des dislocations sur les fibres (minimiser le nombre) avant de se préoccuper de l'adhésion fibre-matrice dans le but d'améliorer les performances mécaniques du composite [53-55].

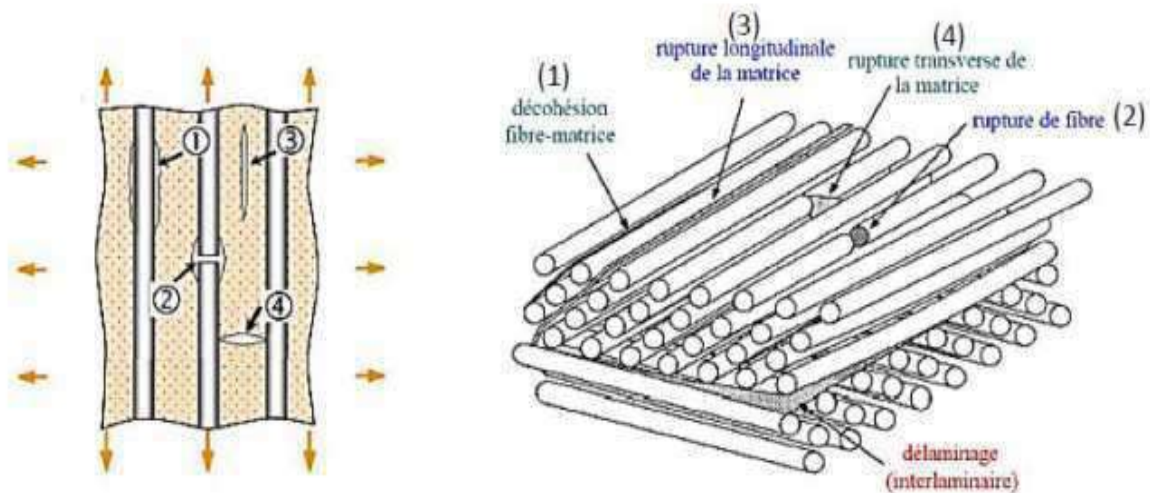
Afin d'appréhender la modélisation du comportement des matériaux composites, il est nécessaire de préciser les différentes échelles de travail. On définit généralement trois échelles :

- *L'échelle microscopique*: on observe l'apparition des ruptures d'adhérence entre les fibres et la matrice (décohésion fibres/matrice) ou de porosité.
- *L'échelle macroscopique*: on observe le phénomène de délaminage qui correspond à une séparation locale entre deux couches liée à une concentration importante des contraintes en cisaillement s'amorçant généralement aux bords libres de la structure.
- *L'échelle mésoscopique*, qui se situe entre les deux échelles précédentes, qui ne voit pas les hétérogénéités les plus fines mais distingue des éléments de taille intermédiaire considérés eux aussi comme des entités homogènes. Dans le cas des SMC, cette échelle correspond à la mèche de renforts issues de rowing coupé. Pour les composites stratifiés, il s'agit de l'échelle de la couche unidirectionnelle.

On connaît plusieurs types d'endommagement au sein des composites qui se révèlent à différentes échelles d'observation (figure I.17). Les plus significatifs sont les suivants [56, 57-59].

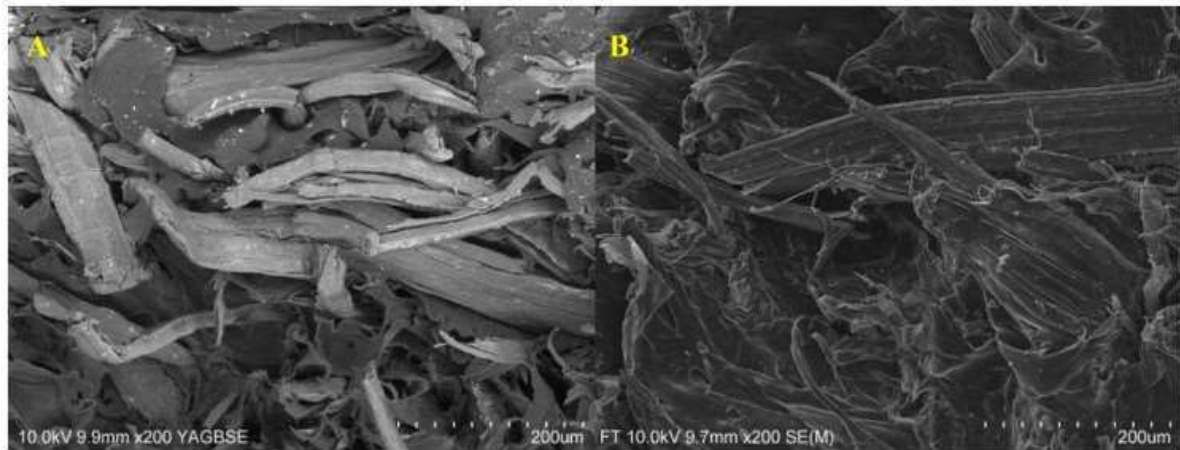
- *Décohésion fibre-matrice*: la rupture de l'interface fibre matrice est généralement le mécanisme d'endommagement prédominant. Il dépend de la qualité d'adhésion entre la fibre et la matrice conditionnée par l'ensimage utilisé pour assurer une bonne cohésion entre les deux éléments.
- *Fissuration de la matrice*: ce type endommagement apparaît lorsque la contrainte moyenne dans la matrice atteint une limite. Il est plus marqué lorsqu'il existe des défauts tels que les microporosités issues du procédé d'élaboration. Les fissures engendrées se propagent selon la direction perpendiculaire à la plus grande contrainte principale.

- *Fissuration des fibres*: Ce phénomène se manifeste généralement avant la ruine totale du matériau lorsque tous les autres endommagements sont saturés. Ce phénomène est classé parmi les plus critiques car il conduit à une grande perte de la rigidité et donc la ruine de la structure.
- *Délamination*: Ce phénomène est souvent rencontré dans les matériaux stratifiés. Il s'agit de la séparation locale entre deux plis suite à une sollicitation. Ce mode de fissuration est favorisé lorsque la direction d'orientation des fibres entre deux plis successifs est différente. On peut aussi parler de pseudo-délamination lorsqu'il y a localement formation d'une fissure entre deux mèches de fibres discontinues [60].

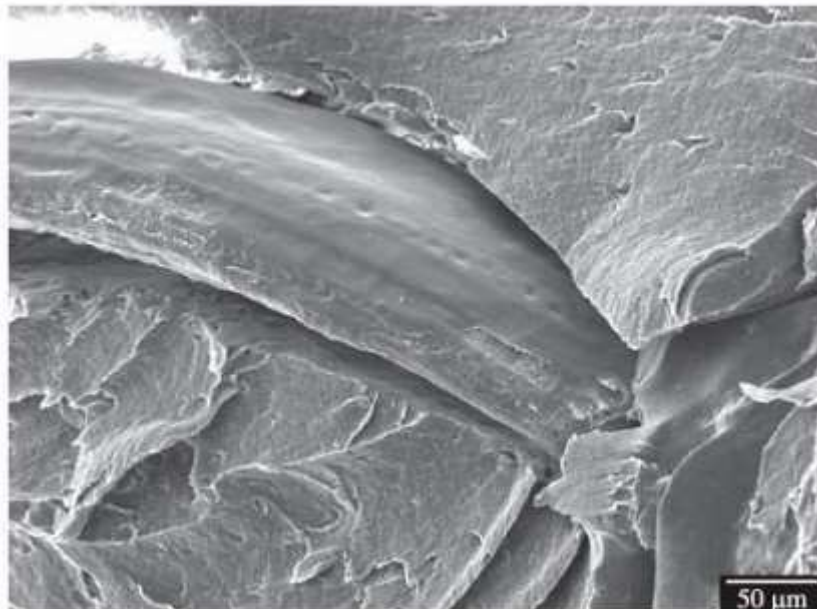


**Figure I.17:** Les différents modes de rupture d'un composite : (1) décohésion interfaciale (2) fissuration de la fibre (3) fissuration longitudinale-et (4) fissuration transversale- de la matrice [60].

En effet, un des modes d'endommagement des matériaux composites est la décohésion entre le renfort et la matrice (figure I.18). Ce mode de rupture est très répandu dans le cas des composites agro-sourcés car l'adhésion entre la matrice hydrophobe et la fibre hydrophile est faible (figure I.19) [61,62].



**Figure I.18:** Facies de rupture des composites à fibres de chanvre/PLA : (a) fibres de chanvre non traitées, (b) fibres de chanvre traitées [61].



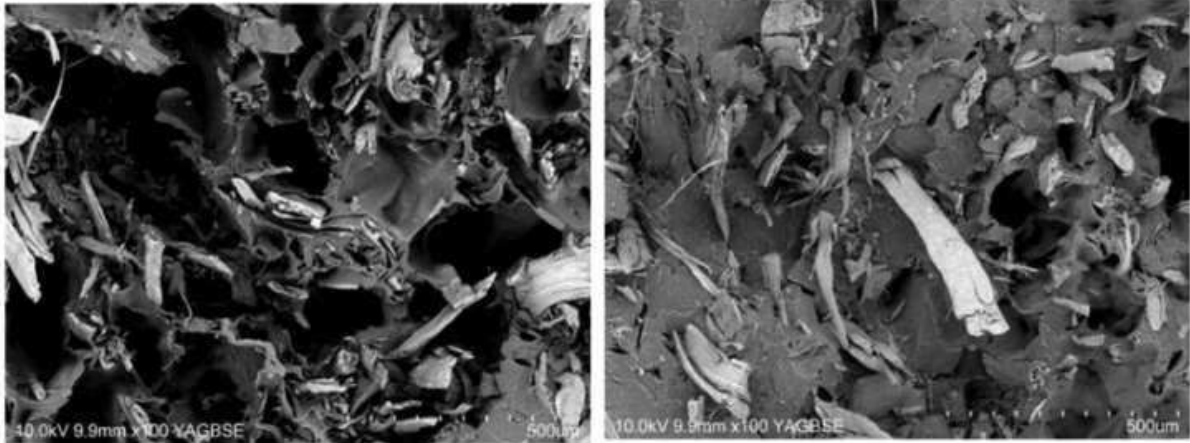
**Figure I.19:** Détail d'une faible adhésion de l'interface entre une fibre d'açaï et du polystyrène (HIPS) sous compression [62].

Il est donc important de comprendre les phénomènes intrinsèques au niveau de l'interface ainsi que leurs influences sur les propriétés mécaniques du composite final. Donc, il est important tout d'abord de savoir qu'est-ce que l'adhésion puis les mécanismes d'adhésion entre la fibre et la matrice.

### **I.7 Caractéristique de l'interface fibre-matrice**

L'interface est une zone assez critique qui joue un rôle très important sur le comportement mécanique du composite. Elle assure la transmission des efforts entre la matrice et le renfort lors d'une sollicitation. La résistance au cisaillement

de l'interface influence largement les propriétés finales du composite. En effet, un des modes d'endommagement dans les composites est la rupture à l'interface (figure I.20). La résistance de l'interface dépend non seulement des propriétés des composants mais aussi de sa formation. Pour ces raisons, l'étude de l'interface est indispensable. Pourtant, les méthodes de caractérisation de l'interface présentent des limites, soit dans la méthodologie (préparation des éprouvettes), soit dans la procédure expérimentale [63,64].



**Figure I.20:** Facies de rupture des composites 20% fibres non traitées/polypropylène [63,64].

### I.8 L'adhésion fibre-matrice

L'adhésion entre une fibre et une matrice est assurée par des interactions moléculaires de 3 types (i) liaison de Van der Waals [63-65], (ii) acide-base [65-69] et (iii) liaison chimique (covalente) [65-69]. Ces trois interactions jouent un rôle fondamental sur l'adhésion.

Pour décrire l'interface de sa formation à sa rupture, il est judicieux de considérer minutieusement l'intégralité des mécanismes d'adhésion. Actuellement, il existe six modèles et théories: [64,69-72]

1. Modèle d'ancrage
2. Théorie électrique
3. Théorie des couches de faible cohésion et concept d'inter-phase
4. Théorie thermodynamique de l'adhésion et modèle des facteurs multiplicatifs
5. Théorie de la diffusion et de l'inter-diffusion
6. Théorie de la liaison chimique.

L'utilisation de ces théories dépend des matériaux en contact et des conditions de formation de l'interface. Une analyse bibliographique ciblée sur la caractérisation de l'interface fibre/matrice des matériaux composites permet d'avoir un aperçu

sur les différentes méthodes existantes. En effet, il existe dans ce domaine des techniques telles :

- 1- le test de déchaussement d'une micro goutte/micro-éprouvette;
- 2- le test de fragmentation;
- 3- la technique de (nano) micro indentation.

Parmi ces méthodes, le test de déchaussement et le test de fragmentation sont les plus applicables pour les matériaux composites à fibres végétales [63-65].

### I.9 Fatigue thermomécanique et endommagement

L'auto-échauffement est un phénomène souvent rencontré dans les composites à base d'une matrice thermoplastique. Ce phénomène peut être présent dans les composites à matrice thermodurcissable lorsque l'amplitude de chargement et la fréquence sont élevées [73,74]. Le couplage thermomécanique met en compétition deux types de phénomène: la fatigue mécanique (liée au phénomène d'endommagement) et la fatigue thermique (liée à l'auto-échauffement) [75,76]. L'auto-échauffement met en évidence d'une part la nature viscoélastique du polymère (frottement des chaînes macromoléculaires), et d'autre part l'échauffement local par frottement induit par l'apparition des endommagements. Ces endommagements se présentent sous forme de micro-discontinuités (décohésion d'interfaces, microfissures, etc.) et sont souvent localisées à l'interface fibre-matrice [74-76].

### I.10 Le composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale

Dans le cas d'un composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale, l'initiation de la rupture se produit généralement soit par rupture des fibres lorsque la déformation à la rupture des fibres est plus faible que celle de la matrice ( $\varepsilon_{fu} < \varepsilon_{mu}$ ), soit par rupture transverse de la matrice dans le cas contraire.

Dans le cas ( $\varepsilon_{fu} < \varepsilon_{mu}$ ), les courbes contrainte-déformations sont représentés sur la figure I.21. En admettant l'égalité des déformations dans la fibre et dans la matrice, la relation de contrainte à la rupture du composite  $\sigma_{cu}$  s'écrit au moment de la rupture: [21-24]

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} v_f + (\sigma_m) \varepsilon_{fu} (1 - v_f) \quad (I.1)$$

Où  $\sigma_{fu}$  la contrainte à la rupture des fibres et  $(\sigma_m) \varepsilon_{fu}$  la contrainte dans la matrice pour une déformation égale à la déformation  $\varepsilon_{fu}$  à la rupture des fibres. La contrainte  $(\sigma_m) \varepsilon_{fu}$  est inférieure à la contrainte à la rupture  $(\sigma_{mu})$  de la matrice, d'où:

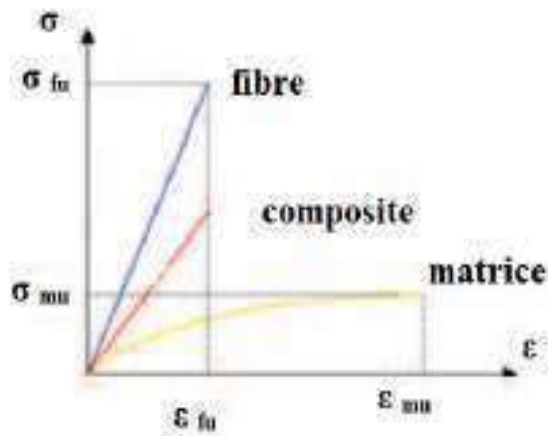
$$\sigma_{cu} \leq \sigma_{fu} v_f + \sigma_{mu} (1 - v_f) \quad (I.2)$$

Généralement, l'expression retenue pour la contrainte à la rupture du composite est la loi des mélanges:

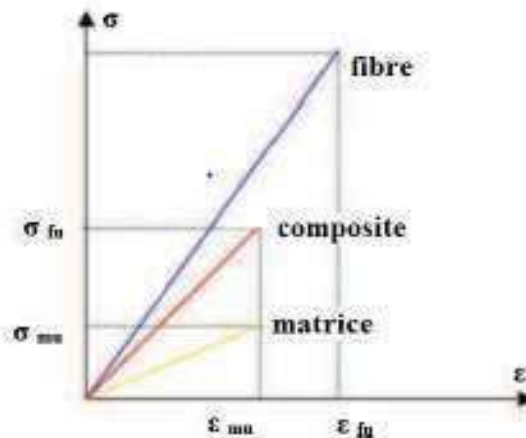
$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu}v_f + \sigma_{mu}(1 - v_f) \quad (1.3)$$

Avec pour les fractions usuelles de fibres:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu}v_f \quad (1.4)$$



**Figure I.21** :courbe contrainte/déformation d'un composite soumis à une traction longitudinale ( $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$ ) [21-24]



**Figure I.22**:courbe contrainte/déformation d'un composite soumis à une traction longitudinale ( $\epsilon_{fu} > \epsilon_{mu}$ ) [21-24]



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

$$\sigma_{cu} = \sigma_f v_f + \sigma_{mu}(1 - v_f) \quad (1.5)$$

Où  $\sigma_f$  est la contrainte dans la fibre au moment de la rupture de la matrice.

### I.11 Conclusion

L'interface ou interphase a des propriétés différentes de celles des constituants (fibre et matrice), notamment en ce qui concerne les propriétés mécaniques. Or, elle joue un rôle très important dans le transfert des efforts entre la matrice et la fibre. La qualité de l'interface conditionne donc la performance finale des composites [59]. Pour cette raison, la caractérisation mécanique de cette zone stratégique est primordiale. La caractérisation de l'interface consiste à la détermination ses propriétés mécaniques en fonction des matériaux utilisés fibre/matrice et éventuellement, en fonction des modifications (traitement) qu'elles subissent (formulation chimique de matrice ou traitement de surface de fibres, vieillissement, ...). Plusieurs méthodes et algorithmes ont été consacrés à l'étude et à la caractérisation de cette interface fibre-matrice. Dans le chapitre II, nous allons présenter les méthodes déterministes et non déterministes ainsi que quelques modèles analytiques décrivant le comportement des dit matériaux en particulier la zone interfaciale.

## Bibliographie

- [1] S.J. Christian. (2016). Natural fibre-reinforced noncementitious composites (biocomposites). Carnegie Mellon University, Pittsburgh, PA, United States. <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-08-100038-0.00005-6>.
- [2] Mohanty, A.K., Khan, M.A., Sahoo, S., Hinrichsen, G. (2000). Effect of chemical modification on the performance of biodegradable jute-yarn/Biopol composites. *Journal of Materials Science* 35, 2589e2595.
- [3] Mohanty, A.K., Khan, M.A., Hinrichsen, G. (2000). Surface modification of jute and its influence on performance of biodegradable jute-fabric/Biopol composites. *Composites Science and Technology* 60 (7), 1115e1124.
- [4] Mohanty, A.K., Misra, M., Drzal, L.T., 2002. Sustainable bio-composites from renewable resources: opportunities and challenges in the green materials world. *Journal of Polymers and the Environment* 10 (1e2), 19e26.
- [5] Mohanty, A.K., Misra, M., Drzal, L.T. (Eds.), (2005). *Natural Fibers, Biopolymers, and Biocomposites*. CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton, FL.
- [6] Mohanty, A.K., Misra, M., Drzal, L.T., Selke, S.E., Harte, B.R., Hinrichsen, G. (2005). Natural fibers, biopolymers, and biocomposites: an introduction. In: Mohanty, A.K., Mishra, M., Drzal, L. (Eds.), *Natural Fibers, Biopolymers, and Biocomposites*. CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton, FL, pp. 1e36.
- [7] Mohanty, A.K., Wibowo, A., Misra, M., Drzal, L.T., (2004). Effect of process engineering on the performance of natural fiber reinforced cellulose acetate biobased composites. *Composites Part A* 35, 363e370.
- [8] Wool, R.P., Sun, X.S. (Eds.), 2005. *Bio-based Polymers and Composites*. Elsevier, Inc., Amsterdam.
- [9] Billington, S.L., Srubar III, W.V., Miller, S.A., Michel, A.T., (2014). Renewable biobased composites for civil engineering applications. In: Netravali, A., Pastore, C. (Eds.), *Sustainable Composite and Advanced Materials*.
- [10] John, M.J., Thomas, S., 2008. Biofibres and biocomposites. *Carbohydrate Polymers* 71 (3), 343e364.
- [11] Thakur, V.K., Thakur, M.K., Gupta, R.K., 2014. Review: raw natural fiber-based polymer composites. *International Journal of Polymer Analysis and Characterization* 19 (3), 256e271.
- [12] Chapple, S., Anandjiwala, R., 2010. Flammability of natural fiber-reinforced composites and strategies for fire retardancy: a review. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 23 (6), 871e893.
- [13] Chen, D., Li, Ren, J., 2011. Influence of fiber surface-treatment on interfacial property of poly(l-lactic acid)/ramie fabric biocomposites under UV-irradiation hydrothermal aging. *Materials Chemistry and Physics* 126, 524e531.
- [14] Mngomezulu, M.E., John, M.J., Jacobs, V., Luyt, A.S., 2014. Review on flammability of biofibres and biocomposites. *Carbohydrate Polymers* 111, 149e182.

- [15] Koronis, G., Silva, A., Fontul, M., 2013. Green composites: a review of adequate materials for automotive applications. *Composites Part B: Engineering* 44 (1), 120e127.
- [16] Kozlowski, R., Wladyka-Przybylak, M., 2008. Flammability and fire resistance of composites reinforced by natural fibers. *Polymers for Advanced Technologies* 19 (6), 446e453.
- [17] La Mantia, F.P., Morreale, M., 2011. Green composites: A brief review. *Composites: Part A* 42, 579e588.
- [18] Dittenber, D.B., GangaRao, H.V.S., 2012. Critical review of recent publications on use of natural composites in infrastructure. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 43 (8), 1419e1429.
- [20] Dicker, M.P.M., Duckworth, P.F., Baker, A.B., Francois, G., Hazzard, M.K., Weaver, P.M., 2014. Green composites: a review of material attributes and complementary applications. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 56, 280e289.
- [21] Laurent Gornet (2008). Généralités sur les matériaux composites. Engineering school. cel-00470296v1
- [22] A. Boumedienne. (2003). Etude expérimentale et théorique des propriétés thermophysiques de matériaux composites à matrice polymère. Université PARIS XII.
- [23] J.M. Berthelot. (1999) .Composite Materials: Mechanical Behavior and Structural Analysis. Springer New York.
- [24] Glossaire des matériaux composites. CARMA. Actualisation octobre 2006.
- [25] Housseem Ayari. (2020). Modélisation micromécanique de l'effet des chargements cycliques et de la vitesse de déformation sur l'endommagement de l'interface fibre-matrice dans les composites SMC. Université du Centre (Sousse, Tunisie).
- [26] Laribi M. A., Tamboura S, Fitoussi J, Tcharkhtchi A, H. Ben Dali, (2018). Fast fatigue life prediction of short fiber reinforced composites using a new hybrid damage approach: application to SMC Compos. Part B: Eng., Volume 139, 15, Pages 155–162
- [27] Shirinbayan M., Fitoussi J., Meraghni F., Farzaneh S., Surowiec B., Tcharkhtchi A. (2019). Effect of a post-fatigue damage on the residual dynamic behavior of advanced-SMC composites. *Appl. Compos. Mater.*, 1–19.
- [28] Mohamed Thariq Hameed Sultan, Mohd Shukry Abdul Majid, Mohd Ridzuan Mohd Jamir, Azwan Iskandar Azmi, Naheed Saba. (2021). Biocomposite Materials: Design and Mechanical Properties Characterization. ISBN: 978-981-33-4091-6. Springer.
- [29] S. Ramakrishna, Z.-M. Huang (2016). In Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, Elsevier.
- [30] Sofien Bouzouita. (2011). Optimisation des interfaces fibre-matrice de composites à renfort naturel. L'École Centrale de Lyon.

- [31] M. R. Sanjay, G. R. Arpitha, L. Laxmana Naik, K. Gopalakrishna, B. Yogesha. (2016). Applications of Natural Fibers and Its Composites: An Overview. *Natural Resources*, 7, 108-114.
- [32] Yousif, B.F., Shalwan, A., Chin, C.W. and Ming, K.C. (2012) Flexural Properties of Treated and Untreated Kenaf/Epoxy Composites. *Materials and Design*, 40, 378-385. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2012.04.017>
- [33] Reddy, N. and Yang, Y.Q. (2005) Biofibers from Agricultural Byproducts for Industrial Applications. *Trends in Biotechnology*, 23, No.1.
- [34] M.J. John and S. Thomas. (2008). Review biofibres and biocomposites. *Carbohydrate Polymers*, 71 :343-364.
- [35] T.P. Nevell and S.H. Zeronian. (1985). *Cellulose chemistry and its applications*. New York. Wiley,
- [36] C. Baley. (2006). Propriétés des bres extraites de phanérogames marines (*zostera marina*). Renforcement des polymères par des fibres végétales, journée scientifique technique - AMAC, 16 :25-40.
- [37] A.K. Bledzki and J. Gassan. (1999). Composites reinforced with cellulose based bres. *Progress in Polymer Science*, 24 :221-274.
- [38] C. Baley. (2004). *Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites*. Technical report, *Technique de l'ingénieur*, référence AM5130.
- [39] Suganti Ramarad. (2008). Preparation and properties of kenaf bast fiber filled (plasticized) poly(lactic acid) composites.
- [40] Mohammad Dalour Hossen Beg (2007). *The Improvement of Interfacial Bonding, Weathering and Recycling of Wood Fibre Reinforced Polypropylene Composites*; Thèse de doctorat, University of Waikato, Hamilton, New Zealand.
- [41] Maya Jacob John, Rajesh D. Anandjiwala, 2008; *Recent Developments in Chemical Modification and Characterization of Natural Fiber-Reinforced Composites*; *Polymer composites*, 187-207.
- [42] Maya Jacob John, Sabu Thomas. (2010). *Rubber Nanocomposites: Preparation, Properties and Applications*; Chapitre 8, Sabu Thomas and Ranimol Stephen (Ed), John Wiley & Sons Pte Ltd.
- [43] Gilberto Siqueira, Julien Bras, Alain Dufresne. (2010). *Cellulosic Bionanocomposites: A Review of Preparation, Properties and Applications*; *Polymers* 2, 728-765.
- [44] Enrique Alarcón-Gutiérrez. (2007). *Influence de facteurs abiotiques sur la régulation des paramètres microbiens impliqués dans la dégradation de la matière organique d'une litière forestière méditerranéenne*, Thèse de doctorat, Faculté des Sciences et Techniques, L'universite Paul Cezanne.
- [45] Vi Vi Do Thi. (2011). *Matériaux composites à fibres naturelles /polymère biodégradables ou non*. Université de Grenoble; Université des Sciences Naturelles d'Ho Chi Minh Ville.

- [46] M. Nicolas Le Moigne. (2008). Mecanisme de gonflement et de dissolution des fibres de cellulose; Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [47] David Sedan. (2007). Etude des interactions physico-chimiques aux interfaces fibres de chanvre/ciment. Influence sur les proprietes mecaniques du composite; Thèse de doctorat, Faculté des Sciences et Techniques, Université de Limoges.
- [48] T. Hänninen, A. Michud, and M. Hughes,. (2011). Kink bands in bast fibres and their effects on mechanical properties. *Plast. Rubber Compos.*, vol. 40, no. 6–7, pp. 307–310.
- [49] Florian Gehring. (2013). Étude du comportement mécanique et de l'endommagement de composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes de chanvre :approche expérimentale et modélisation. Université de Lorraine. submitted 29 mars 2018.
- [50] N. Billon. (2010). Matériaux pour l'ingénieur, chapter Chapitre XII : comportement mécanique des polymères, pages 153-162. Collection les cours de l'école des Mines de Paris,
- [51] R.A. Schapery. (1997). Nonlinear viscoelastic and viscoplastic constitutive equations based on thermodynamics. *Mechanics of Time-Dependent Materials*, 1 :209-240.
- [52] J.L. Halary, F. Lauprêtre, and L. Monnerie. (2008). Mécanique des matériaux polymères. Belin.
- [53] M. Hughes, G. Sèbe, J. Hague, C. Hill, M. Spear, and L. Mott. (2000). An investigation into the effects of micro-compressive defects on interphase behaviour in hemp-epoxy composites using half-fringe photoelasticity. *Compos. Interfaces*, vol. 7, no. 1, pp. 13–29.
- [54] S. J. Eichhorn et al.. (2001). Current international research into cellulosic fibres and composites. *J. Mater. Sci.*, vol. 36, no. 9, pp. 2107–2131.
- [55] A. Barbulée, J.-P. Jernot, J. Bréard, and M. Gomina. (2014). Damage to flax fibre slivers under monotonic uniaxial tensile loading,” *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 64, pp. 107–114.
- [56] Chaturvedi, S.K., Sun, C.T., Sierakowski, R.L.(1983). Mechanical characterization of sheet molding compound composites. *Polym. Compos.* 4(3), 167–171.
- [57] Shirinbayan M, Fitoussi J, Abbasnezhad N, Meraghni F, Surowiec B, Tcharkhtchi A.(2017). Overall mechanical characterization of a low density sheet molding compound (LD-SMC): multi-scale damage analysis and strain rate effect. *Compos. Part B: Eng.*
- [58] Shirinbayan M. (2017). Etude du comportement mécanique et de l'endommagement de divers matériaux composites SMC soumis à des chargements de type dynamique, fatigue et dynamique post-fatigue. Thesis in Ecole nationale supérieure d'arts et métiers- ENSAM..
- [59] Chaboche, J.L.(2001). Gallerneau, F.: An overview of the damage approach of durability modelling at elevated temperature. *Fatigue Fract. Eng.* 24, 405–418.
- [60] Al-Maghribi Abir. (2008). Comportement des materiaux composites a fibres courtes: applications a l'impact basse vitesse. Thesis in I.S.A.E Institut Supérieure de l'Aéronautique et de l'Espace, université de Toulouse.

- [61] M. Ragoubi. (2010). Contribution à l'amélioration de la compatibilité interfaciale fibres naturelles/matrice thermoplastique via un traitement sous décharge couronne. Thèse de doctorat, Université Henri Poincaré Nancy 1.
- [62] C. Danúbia, C. Castro, C. Gilda, and B. Tavares. (2010). Production and Evaluation of Recycled Polymers from Açai Fibers," *Materials Research*, vol. 13, no. 2, pp. 159–163.
- [63] J. N. Israelachvili. (2011) *Intermolecular and surface forces : revised third edition*. London, UK :Academic Press.
- [64] Duy Cuong Nguyen. (2016). Caractérisation de l'interface fibre/matrice. Application aux composites polypropylène/chanvre. Thèse de doctorat, université de technologie de Troyes.
- [65] V. Staemmler. (1979). The donor-acceptor approach to molecular interactions. von v. gutmann. plenum press, new york 1978. xvi, 279 s., geb. £ 33.00. *Angewandte Chemie*, vol. 91, no. 7, pp. 1–595.
- [66] E. Pisanova and E. Mäder. (2000). Acid-base interactions and covalent bonding at a fiber matrix interface : contribution to the work of adhesion and measured adhesion strength. *Journal of Adhesion Science and Technology*, vol. 14, no. 3, pp. 415–436.
- [67] D. L. Leussing. (1982). The lewis acid-base concepts : an overview," *Journal of Chemical Education*, vol. 59, p. 179.
- [68] S. R. Cain. (1990). Quantum-mechanical approach to understanding acid-base interactions at metal-polymer interfaces," *Journal of adhesion science and technology*, vol. 4, no. 1, pp. 333–351.
- [69] A. J. Kinloch, *Adhesion and Adhesives*. (1987). Science and Technology. London, UK : Chapman & Hall, 1st ed.
- [70] P. Ho, R. Haight, R. White, B. Silverman, and F. Faupel (1991). *Fundamentals of Adhesion*. Plenum, New York.
- [71] J. Schultz and M. Nardin. (1999). Theories and mechanisms of adhesion, in *adhesion promotion techniques* (edited by Mittal KL, etal). CRC Press.
- [72] M. Nardin. (2006) .Interface fibre-matrice dans les materiaux composites. *Revue des Composites et des Matériaux Avancés*, vol. 16/1, pp. 49–62.
- [73] M. Shirinbayan. (2017). Étude du comportement mécanique et de l'endommagement de divers matériaux composites smc soumis à des chargements de type dynamique, fatigue et dynamique post-fatigue », ENSAM centre de Paris.
- [74] Abir Abdessalem. (2019). Etude et modélisation de l'endommagement mécanique des matériaux composites sous l'effet de l'humidité: Couplage hydrolyse et endommagement. Thèse de doctorat. Université du Centre (Sousse, Tunisie).
- [75] B. Esmaeillou, P. Ferreira, V. Bellenger, et A. Tcharkhtchi. (2012). Fatigue behavior of polyamide 66/glass fiber under various kinds of applied load. *Polymer Composites*, vol. 33, no 4, p. 540-547.

[76] S. Mortazavian, A. Fatemi, S. R. Mellott, et A. Khosrovaneh. (2015). Effect of cycling frequency and self heating on fatigue behavior of reinforced and unreinforced thermoplastic polymers. *Polymer Engineering & Science*, vol. 55, no 10, p. 2355-2367.

[77] J.P. Favre. Interface dans les composites fibreux. *Techniques de l'ingénieur. Plastiques et composites*, vol. AM6, no. A7765, pp. A7765.1–A7765.21.

---

---

# Chapitre II: Cadre théorique

---

---



## II.1 Introduction

Dans le domaine de mécanique, une forte demande d'optimisation de formes ou de fiabilité des structures a été constatée. Dans ce cadre, beaucoup de recherches théoriques ont été consacrées à l'amélioration des performances des matériaux composites pour leur utilisation dans des conditions où les contraintes sont critiques. Les performances finales vont dépendre du choix de la matrice, des renforts, de la mise en forme et surtout de leur interaction (résistance de l'interface fibre-matrice qui possède ces propres propriétés chimiques, physiques, et mécaniques. ). Ainsi un domaine d'investigation majeur porte sur la détermination de méthode permettant d'augmenter les propriétés de l'interface (traitements des fibres, de la matrice et l'ajout d'un agent de couplage).

La contrainte principale à leur utilisation dans des applications particulières est le manque de connaissance de leur comportement, leur endommagement et leur vieillissement. Est-ce que ces matériaux ont un réel potentiel pour une utilisation future dans des applications structurelles ou resteront-ils limité aux applications d'esthétisme et d'emballage ? [1]. Pour répondre à ses préoccupations par des modèles mathématiques fiables, existe deux types d'approches selon qu'elles incluent ou non des processus probabilistes : Les méthodes déterministes et les méthodes non-déterministes.

## II. 2 Les méthodes déterministes

Les méthodes déterministes ont tout d'abord été introduites pour résoudre de manière exacte des problèmes particuliers comme par exemple les problèmes continus et linéaires sous contraintes linéaires (algorithme du simplexe de Dantzig) ; ces méthodes ont aussi été élargies aux cas discrets et mixtes mais uniquement dans le cas linéaire.

La principale qualité des méthodes globales déterministes est qu'elles ne nécessitent pas de point de départ. Elles garantissent l'obtention de la solution globale du problème.

Cependant, il faut savoir que les méthodes déterministes globales restent inutilisables tant que le nombre de variables devient pas trop important. Au delà d'une vingtaine de variables, elles atteignent leurs limites. Ces méthodes permettent d'obtenir, à la convergence, la solution exacte du problème d'optimisation considéré avec une garantie absolue : en utilisant l'arithmétique d'intervalles arrondie telle qu'elle a été définie par Moore [2]. Aucune erreur numérique insidieuse ne peut écarter de tels algorithmes de la solution optimale, il sera dans le pire des cas seulement ralenti. Ces algorithmes sont appelés : algorithmes de Branch-and-Bound par intervalles . Les plus intéressantes d'entre elles sont :

- Méthodes à Recherche par Quadrillage (Grid Search Methods) ;
- Méthodes des Trajectoires (Trajectory Methods) ;
- Méthodes de séparation-évaluation (Branch-and-Bound).

### II.3 les méthodes métaheuristiques et non déterministes

Ces méthodes non-déterministes font appel à des tirages de nombres aléatoires. Elles permettent d'explorer l'espace de recherche plus efficacement. Dans la suite on s'intéressera plus particulièrement aux métaheuristiques. Le mot métaheuristique est dérivé de la composition de deux mots grecs :

- heuristique qui vient du verbe heuriskein (euriskein) et qui signifie trouver ;
- méta qui est un suffixe signifiant au-delà, dans un niveau supérieur.

Les premières métaheuristiques datent des années 1980. Elles sont utilisées généralement quand les méthodes classiques échouent. Le terme métaheuristique est utilisé par opposition aux heuristiques. En effet, les métaheuristiques peuvent être utilisées pour plusieurs types de problèmes, tandis qu'une heuristique est adaptée à un problème donné. Les métaheuristiques ont comme caractéristiques communes de part leurs caractères stochastiques, c.à.d. qu'une partie de la recherche est conduite de façon aléatoire, elles sont inspirées d'analogies avec la réalité : physique (recuit simulé,...), biologie (algorithmes évolutionnaires, recherche tabou,...) ou éthologie (colonies de fourmis,...). En plus de cette base stochastique, les métaheuristiques sont généralement itératives, c-à-d qu'un même schéma de recherche est appliqué plusieurs fois au cours de l'optimisation, et directes, c-à-d qu'elles n'utilisent pas l'information du gradient de la fonction objectif. Elles tirent en particulier leur intérêt de leur capacité à éviter les optima locaux, soit en acceptant une dégradation de la fonction objectif au cours de leur progression, soit en utilisant une population de points comme méthode de recherche.

#### II.3.1 Les méthodes inspirées des principes physiques

**Le recuit simulé** : l'origine de cette méthode vient de l'analogie avec la métallurgie, elle consiste à monter la température du solide à des valeurs élevées pour atteindre des états de basse énergie d'un solide. Lorsque le solide est à une forte température, chaque particule possède une très grande énergie et peut effectuer de grands déplacements aléatoires dans la matière. Au fur et à mesure que la température est abaissée, chaque particule perd de l'énergie et sa capacité de déplacement se réduit (figure II.1). Les différents états transitoires de refroidissement permettent d'obtenir des matériaux très homogènes et de bonne qualité. Ce processus est appelé recuit [3-5].

**Initialisation****Affectation**

Tant que **le critère d'arrêt de la température** n'est pas satisfait faire

Tant que (**Répétition < Palier\_de\_température**) faire

Choisir  $s_n$  dans le **Voisinage** de  $s$

Calculer  $DF \leftarrow F(s_n) - F(s)$

Si  $DF < 0$  alors

$$s \leftarrow s_n$$

Si  $F(s_n) < F(s_{opt})$  alors

$$s_{opt} \leftarrow s_n$$

$$F_{opt} \leftarrow F(s_n)$$

**Fin si**

Sinon  $s \leftarrow s_n$  avec une probabilité de  $P(T, s, s_{new})$

**Fin si**

**Fin du tant que**

**Mise à jour de la température T**

**Fin du tant que**

**Figure II.1** : Algorithme général de recuit simulé

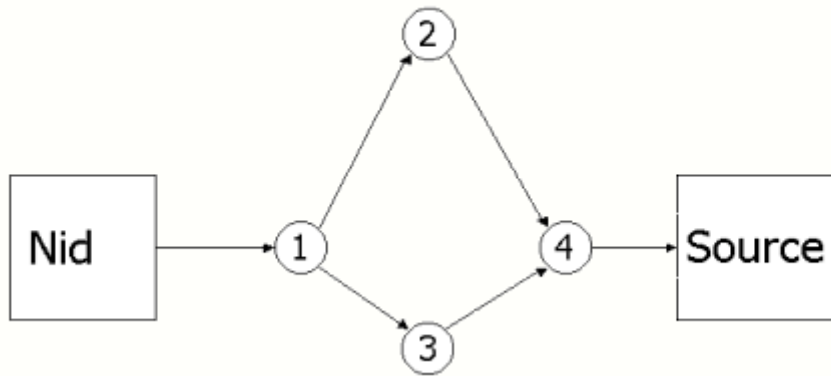
### II.3.2 Les méthodes inspirées par des comportements biologiques

Les méthodes évolutionnaires ont un point commun puisque leurs itérations tendent à l'amélioration d'une solution unique. En effet, à partir d'une première solution, les approches décrites tentent de l'améliorer en fonction des contraintes du problème. Les méthodes auxquelles la solution est considérée comme étant une population formée de plusieurs individus capables de répondre au problème.

#### II.3.2.1 L'algorithme de colonie de fourmis

L'algorithme de colonies de fourmis est basé sur un principe simple. Les fourmis, résolvent naturellement des problèmes complexes, les fourmis communiquent entre elles de manière indirecte par le dépôt de substances chimiques, appelées *phéromones*, sur le sol. Ce type de communication indirecte est appelé stigmergie. En effet, si un obstacle est introduit sur le chemin des fourmis, ces dernières vont, après une phase de recherche, avoir tendance toutes à prendre le plus court chemin entre le nid et l'obstacle (figure II.1). Plus le taux de phéromone à un endroit donné est important, plus une fourmi va avoir une grande probabilité à être attirée par cette zone. Les fourmis qui sont arrivées le plus rapidement au nid en passant par la source de nourriture sont celles qui ont pris la branche la

plus courte du trajet. Il en découle donc que la quantité de phéromones sur ce trajet est plus importante que sur le trajet le plus long. De ce fait, le plus court chemin a une probabilité plus grande d'être pris par les fourmis que les autres chemins, et il sera donc pris par toutes les fourmis [5-7].



**Figure II.2:** un problème naturel typique : un nid, une source de nourriture et deux chemins, un court, un long.

### • Principe de l'algorithme

Le premier algorithme qui s'inspire de cette analogie a été proposé en 1996 par Dorigo et al. [8]. Le but initial de cet algorithme était de résoudre le problème du voyageur de commerce. Si l'on considère un problème de voyageur de commerce à  $N$  villes, chaque fourmi  $k$  parcourt le graphe et construit un trajet de longueur  $n = |N|$ .

Pour chaque fourmi, le trajet d'une ville  $i$  à une ville  $j$  dépend de :

- La liste des villes déjà visitées, qui définit les mouvements possibles à chaque pas, quand la fourmi  $k$  est sur la ville  $i: j_i^k$ ;
- L'inverse de la distance entre les villes  $n_{ij} = \frac{1}{d_{ij}}$ ; appelée visibilité. Cette information est utilisée pour diriger les fourmis vers des villes proches et ainsi, éviter de trop longs déplacements ;
- La quantité de phéromone déposée sur l'arête reliant deux villes  $\mathcal{T}_{ij}$ , appelée intensité de la piste. Cette quantité définit l'attractivité d'une piste, et elle est modifiée après le passage d'une fourmi. C'est la pseudo-mémoire du système [7-10].

**Etape 1: Initialisation**

Initialiser les pistes de phéromone

**Etape 2: Construction de la solution**

Pour chaque fourmi répéter

Construction de la solution en utilisant les pistes de phéromone

**Etape 3: Mise à jour des pistes de phéromone**

Jusqu'à atteindre la condition d'arrêt

**Figure II.3:** Algorithme général de colonie de fourmis

**II.3.2.2 Les algorithmes génétiques****II.3.2.2.1 Historique et définitions**

Les algorithmes génétiques (AGs) sont des algorithmes d'optimisation stochastique fondés sur les mécanismes de la sélection naturelle et de la génétique (figure II.3). Leur fonctionnement est extrêmement simple. On part avec une population de solutions potentielles (chromosomes) initiales arbitrairement choisies. On évalue leur performance (fitness) relative. Sur la base de ces performances on crée une nouvelle population de solutions potentielles en utilisant des opérateurs évolutionnaires simples : la sélection, le croisement et la mutation. On recommence ce cycle jusqu'à ce que l'on trouve une solution satisfaisante. Les AGs ont été initialement développés par John Holland (1975). C'est au livre de Goldberg (1989) [11,12] que nous devons leur popularisation. Leurs champs d'application sont très vastes, ils sont utilisés pour l'optimisation de fonctions De Jong, en finance (Pereira (2000)) [13], en théorie du contrôle optimal (Krishnakumar et Goldberg (1992) [14], Michalewicz, Janikow et Krawczyk (1992) [15] et Marco et al. (1996)) [16], ou encore en théorie des jeux répétés (Axelrod (1987)) [17] et différentiels (Özyildirim (1996, 1997, 1998) [18,19] et Özyildirim et Alemdar (1998)) [20].

Pour résumer, Lerman et Ngouenet (1995) [21] distinguent 4 principaux points qui font la différence fondamentale entre ces algorithmes et les autres méthodes :

1. Les algorithmes génétiques utilisent un codage des paramètres, et non les paramètres eux-mêmes.
2. Les algorithmes génétiques travaillent sur une population de points, au lieu d'un point unique.
3. Les algorithmes génétiques n'utilisent que les valeurs de la fonction étudiée, pas sa dérivée, ou une autre connaissance auxiliaire.
4. Les algorithmes génétiques utilisent des règles de transition probabilistes, et non déterministes.

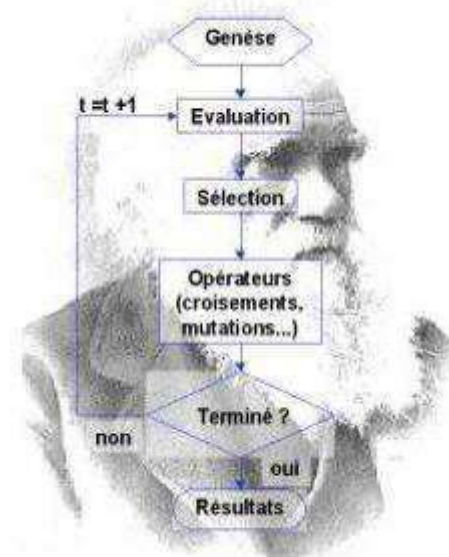


Figure II.4: organigramme d'un algorithme évolutionnaire.

### II.3.2.2 Présentation des algorithmes génétiques

Un AG est défini par [21]:

- Individu/chromosome/séquence : une solution potentielle du problème ;
- Population : un ensemble de chromosomes ou de points de l'espace de recherche ;
- Environnement : l'espace de recherche ;
- Fonction de fitness : la fonction positive que nous cherchons à maximiser.

Les AGs sont alors basés sur les phases suivantes :

- 1.Initialisation: Une population initiale de N chromosomes est tirée aléatoirement.
- 2.Évaluation: Chaque chromosome est décodé, puis évalué.
- 3.Sélection: Création d'une nouvelle population de N chromosomes par l'utilisation d'une méthode de sélection appropriée.
- 4.Reproduction: Possibilité de croisement et mutation au sein de la nouvelle population.
- 5.Retour à la phase d'évaluation jusqu'à l'arrêt de l'algorithme.

### Le codage

Chaque paramètre d'une solution est assimilé à un gène, toutes les valeurs qu'il peut prendre sont les allèles de ce gène, on doit trouver une manière de coder chaque allèle différent de façon unique (établir une bijection entre l'allèle "réel" et sa représentation codée). Un chromosome est une suite de gène, on peut par exemple choisir de regrouper les paramètres similaires dans un même chromosome (chromosome à un seul brin) et chaque gène sera repérable par sa position : son locus sur le chromosome en question. Chaque individu est représenté par un ensemble de chromosomes, et une population est un ensemble d'individus. (figure II.4).

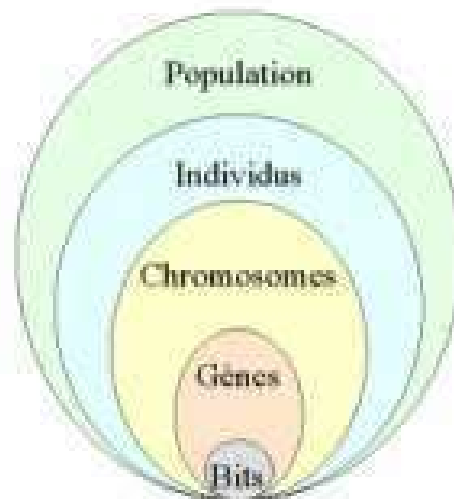


Figure II.5: les cinq niveaux d'organisation d'un algorithme génétique

#### II.3.2.2.3 Les opérateurs génétiques

Les opérateurs jouent un rôle prépondérant dans la réussite d'un AG. Il existe trois principaux : l'opérateur de sélection, de croisement et de mutation.

- **Opérateur de Sélection:** Cet opérateur est peut-être le plus important puisqu'il permet aux individus d'une population de survivre, de se reproduire ou de mourir. En règle général, la probabilité de survie d'un individu sera directement liée à son efficacité relative au sein de la population. Il existe plusieurs méthodes pour la reproduction. La méthode la plus connue et utilisée est sans nul doute, la roue de loterie biaisée (roulette wheel) de Goldberg (1989) [12]. Selon cette méthode, chaque chromosome sera dupliquée dans une nouvelle population proportionnellement à sa valeur d'adaptation. On effectue, en quelque sorte, autant de tirages avec remise qu'il y a d'éléments dans la population. Ainsi, dans le cas d'un codage binaire,

la fitness d'un chromosome particulier étant  $f(d(c_i))$ , la probabilité avec laquelle il sera réintroduit dans la nouvelle population de taille N est :

$$\frac{f(d(c_i))}{\sum_{j=1}^N f(d(c_j))} \quad (\text{II.1})$$

- Opérateur de Croisement:** Cet opérateur permet la création de nouveaux individus selon un processus fort simple. Il permet donc l'échange d'information entre les chromosomes (individus). Tout d'abord, deux individus, qui forment alors un couple, sont tirés au sein de la nouvelle population issue de la reproduction. Puis un site de croisement est tiré aléatoirement (chiffre entre 1 et  $l - 1$ ). Enfin, selon une probabilité  $p_c$  que le croisement s'effectue, les segments finaux (dans le cas d'un seul site de croisement) des deux parents sont alors échangés autour de ce site (figure II.5). Toutefois, un individu sélectionné lors de la reproduction ne subit pas nécessairement l'action d'un croisement. Ce dernier ne s'effectue qu'avec une certaine probabilité. Plus cette probabilité est élevée et plus la population subira de changement.

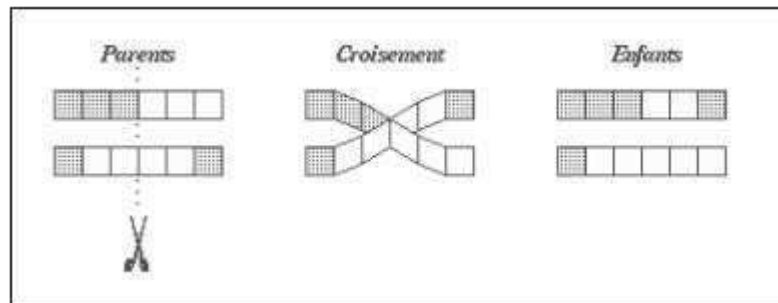


Figure II.6: croisement en codage binaire

- Opérateur de Mutation:** Le rôle de cet opérateur est de modifier aléatoirement, avec une certaine probabilité, la valeur d'un composant de l'individu. Dans le cas du codage binaire, chaque bit  $a_i \in \{0,1\}$  est remplacé selon une probabilité  $p_m$  par son inverse  $a'_i = 1 - a_i$ , C'est ce qu'illustre la figure II.6. Tout comme plusieurs lieux de croisement peuvent être possibles, nous pouvons très bien admettre qu'une même chaîne puisse subir plusieurs mutations. Cet opérateur est donc d'une grande importance. Il a de fait un double rôle : celui d'effectuer une recherche locale et/ou de sortir d'une trappe (recherche éloignée).



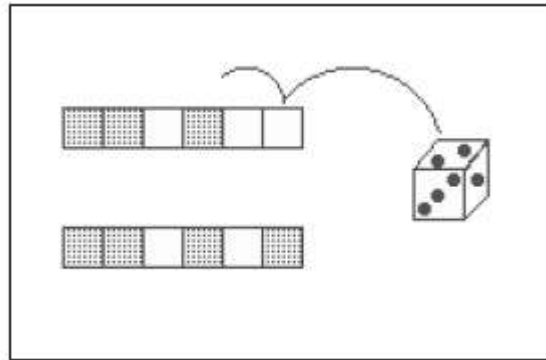


Figure II.7: mutation en codage binaire

#### II.3.2.2.4 Autres paramètres génétiques

Les opérateurs de l'algorithme génétique sont guidés par un certain nombre de paramètres fixés à l'avance. La valeur de ces paramètres influence la réussite ou non d'un algorithme génétique. Ces paramètres sont les suivants :

- La taille de la population,  $N$ , et la longueur du codage de chaque individu  $i$  (dans le cas du codage binaire). Si  $N$  est trop grand le temps de calcul de l'algorithme peut s'avérer très important, et si  $N$  est trop petit, il peut converger trop rapidement vers un mauvais chromosome. Cette importance de la taille est essentiellement due à la notion de parallélisme implicite qui implique que le nombre d'individus traité par l'algorithme est au moins proportionnelle au cube du nombre d'individus.
- La probabilité de croisement  $p_c$  général heuristique (tout comme pour  $p_m$ ). Plus elle est élevée, plus la population subit de changements importants. Les valeurs généralement admises sont comprises entre 0.5 et 0.9.
- La probabilité de mutation  $p_m$ . Ce taux est généralement faible puisqu'un taux élevé risque de conduire à une solution sous-optimale.

#### II.3.2.2.5 Fonction fitness

Le choix de la fonction de fitness retenue est important et dépend du problème à résoudre et de l'espace de recherche qui en découle. Admettons que l'on cherche simplement à maximiser la fonction :  $f(x) = x^2$ , avec  $x \in [0,10]$ . Dans un tel cas, la fonction de fitness coïncide avec celle du problème. Pour des problèmes de minimisation simples, tel  $\min(x - 3)^2$ , nous utiliserons en général soit la propriété que :  $\max f(x) = -\min f(x)$ , ou bien, si la fonction est bornée supérieurement la fonction :  $\max C - f(x)$ , où  $C$  est une constante positive supérieure à cette borne.

## II.4 Approche de Weibull

### II.4. 1. La loi de Weibull

L'expression loi de Weibull recouvre en fait toute une famille de lois, certaines d'entre elles apparaissant en physique comme conséquence de certaines hypothèses. C'est en particulier, le cas de la loi exponentielle ( $\beta = 1$ ) et de la loi normale ( $\beta = 3$ ).

Sa fonction de fiabilité est :

$$R(t) = e^{-(t^{-\gamma}/\eta)^\beta} \quad (\text{II.2})$$

Avec les paramètres de signification :

$\gamma, \beta, \eta$  définissent la distribution de Weibull.

On utilise trois paramètres :

$\beta$ : Paramètre de forme ( $\beta > 0$ )

$\eta$  : paramètre d'échelle ( $\eta > 0$ )

$\gamma$  : Paramètre de position ( $-\infty > \gamma > +\infty$ )

### II.4. 2. Le modèle probabiliste de Weibull

La fibre est supposée d'un assemblage de maillons ayant chacun leur résistance propre à la rupture. La fracture de la fibre intervient quand le maillon le plus faible se rompt. On divise la fibre en N segments dans lesquels la contrainte est supposée uniforme est égale à  $\sigma_i$ . La probabilité pour qu'un segment soit rompu à la contrainte  $\sigma_i$  est  $F(\sigma_i)$ . A  $F(\sigma_i)$ , on associe la fonction de densité de probabilité  $f(\sigma)$  définie par : [22]

$$F(\sigma_i) = \int_0^{\sigma_i} f(\sigma) d\sigma \quad (\text{II.3})$$

Si  $\sigma_r$  est la résistance théorique à rupture du matériau :

$$F(\sigma_r) = \int_0^{\sigma_r} f(\sigma) d\sigma = 1 \quad (\text{II.4})$$

La probabilité qu'un maillon ne soit pas rompu à la contrainte  $\sigma_i$  est égale à  $1 - F(\sigma_i)$  la probabilité, R que toute la fibre ne soit pas rompue est donnée par :

$$R = \prod_{i=1}^N (1 - F(\sigma_i)) \quad (\text{II.5})$$

Si l'on suppose que la contrainte dans la fibre est uniforme et égale à  $\sigma$ .

$$R = (1-F(\sigma))^N \quad (\text{II.6})$$

La probabilité pour que la fibre soit rompue à la contrainte  $\sigma$  est alors :

$$P_r(\sigma) = 1 - (1 - F(\sigma))^N \quad (\text{II.7})$$

En utilisant l'approximation de poisson,  $\lim_{n \rightarrow \infty} \left(1 - \frac{x}{n}\right)^n = \exp(-x)$  on obtient;

$$(1-F(\sigma))^N = \exp(-NF(\sigma)) \quad (\text{II.8})$$

Nombre de maillon est supposé proportionnel à la longueur  $L$  de la fibre, ce qui permet d'écrire  $NF(\sigma)=L\Phi(\sigma)$  où la fonction  $\Phi$  reste à déterminer. Weibull a proposé pour cette fonction la forme empirique suivante :

$$\Phi(\sigma) = \frac{(\sigma-\sigma_u)^m}{\sigma_0} ; \sigma > \sigma_u \quad (\text{II.9})$$

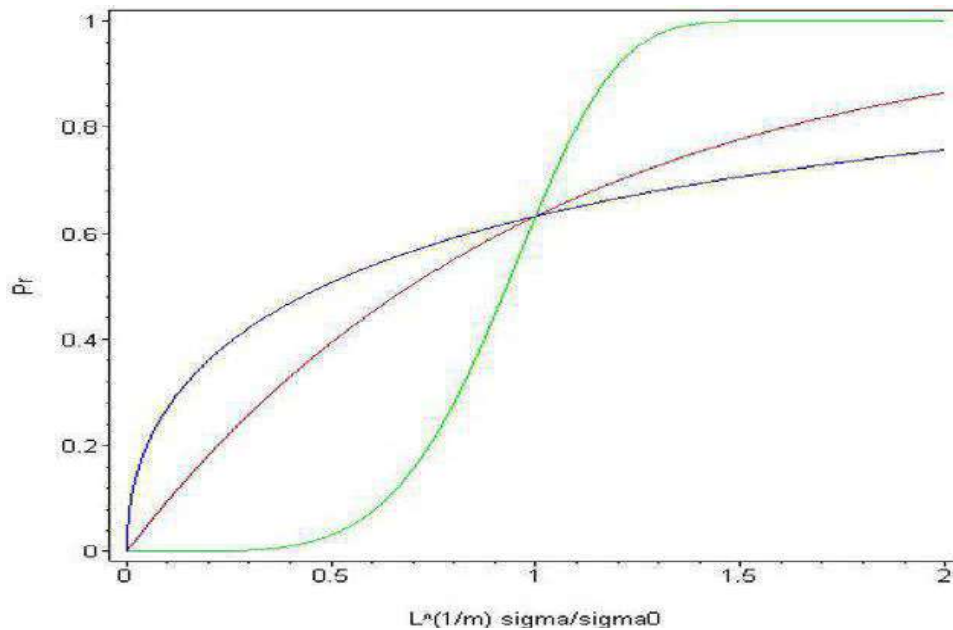
$$\Phi(\sigma) = 0 ; \sigma \leq \sigma_u \quad (\text{II.10})$$

Avec:

$\sigma_u$ : Contrainte seuil en dessous de laquelle il n'y a pas de rupture possible;

$\sigma_0$ : Facteur d'échelle;

$m$  : paramètre rendant compte de la largeur de la distribution.



Bleu :  $m = 0.5$  ;

Rouge :  $m = 1$  ;

Vert :  $m = 1$ .

**Figure II.8:** Probabilité de rupture décrite par une statistique de Weibull [22]

Dans la plupart des cas pratiques, le seuil de rupture est très faible et l'on peut considérer que  $\sigma_u \approx 0$ . La probabilité de rupture d'une fibre subissant une contrainte  $\sigma$  est alors donnée par :

$$P_r(\sigma) = 1 - \exp \left[ -L \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (\text{II.11})$$

La contrainte moyenne de rupture d'une population statistique de fibres peut s'écrire:

$$\bar{\sigma}_r = \int_0^1 \sigma dP_r \quad (\text{II.12})$$

Cette intégrale correspond à l'aire hachurée sur la figure ci-dessous. On peut également l'exprimer sous la forme suivante :

$$\bar{\sigma}_r = \int_0^\infty (1 - P_r) d\sigma \quad (\text{II.13})$$

Soit à partir de l'équation : (II.11) :

$$\bar{\sigma}_r = \int_0^{\infty} \exp[-L(\frac{\sigma}{\sigma_0})^m] d\sigma \quad (\text{II.14})$$

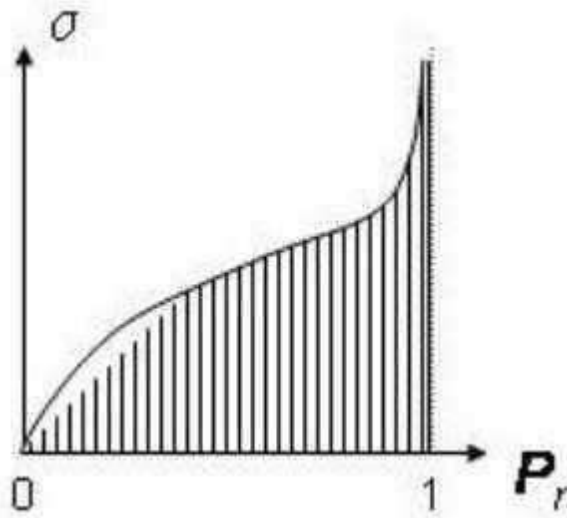


Figure II.9. Calcul de la contrainte moyenne de rupture [22]

L'équation (II.13) devient :

$$\bar{\sigma}_r = \int_0^{\infty} e^{-t} t^{\frac{1-m}{m}} \frac{\sigma_0}{mL^{1/m}} dt \quad (\text{II.15})$$

Soit :

$$\bar{\sigma}_r = \frac{\sigma_0}{L^{1/m}} \left(1 + \frac{1}{m}\right) \quad (\text{II.16})$$

Où  $\Gamma$  est la fonction Gamma définie comme suit :

$$\Gamma = \int_0^{\infty} t^{z-1} e^{-t} dt \quad (\text{II.17})$$

## II.5 Les modèles micromécaniques

### II.5.1 Le modèle de Cox

Il est possible de décrire les processus de transfert de charge par des modèles micromécaniques simplifiés considérant, par exemple, une V.E.R. constitué d'une fibre noyée dans un cylindre de matrice sur lequel est appliquée une contrainte de traction. L'écriture des équations d'équilibre élastique permet théoriquement de déterminer le profil de la contrainte de traction dans la fibre et celui du cisaillement à l'interface. A partir de ces données, il est possible d'évaluer la courbe contrainte déformation du composite. En fonction du comportement supposé de l'interface, différentes réponses peuvent être simulées, deux modèles pionniers dans ce domaine, ceux de Cox (1952) et de Kelly-Tyson (1964).

Dans le modèle de Cox, la liaison entre fibre et matrice est supposée parfaite et le comportement mécanique de ces constituants élastique. [23]

#### II.5.1.1 Transfert de charge élastique

On considère le VER constitué d'un fragment de fibre de rayon ( $a$ ) enrobé dans un cylindre de matrice de rayon  $R$  fixé par la teneur en fibre  $V_f$ , en fonction des hypothèses faites sur l'arrangement des fibres. Ce V.E.R. est soumis à ses extrémités à une déformation en traction  $\varepsilon_1$ . Seules les composantes axiales des contraintes générées dans la fibre et la matrice sont considérées. Il s'agit donc d'une approche monodimensionnelle dans laquelle la contrainte axiale dans une section donnée de la fibre est supposée uniforme. La fibre et la matrice sont supposées parfaitement élastiques et la liaison fibre/matrice parfaite.

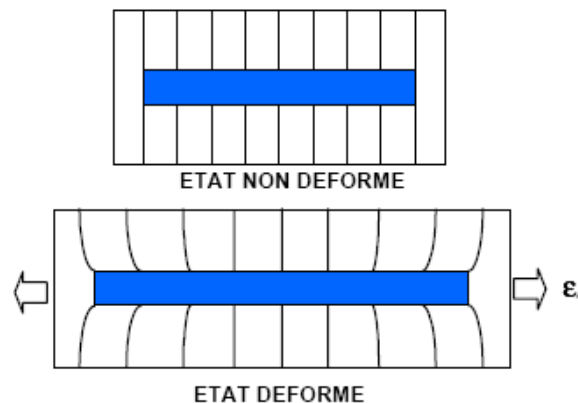


Figure II.10: Elément d'un V.E.R. [23]

#### II.5.1.2 Profils de contrainte dans la fibre et à l'interface

- **Equilibre des forces de cisaillement.**

On écrit que les forces de cisaillement générées dans la matrice à une distance  $r$  de l'axe de la fibre ( $r > a$ ) sont équilibrées par la force de cisaillement à l'interface ( $r = a$ ) soit:

$$\pi r dx = 2\pi a \tau dx \quad (\text{II.18})$$

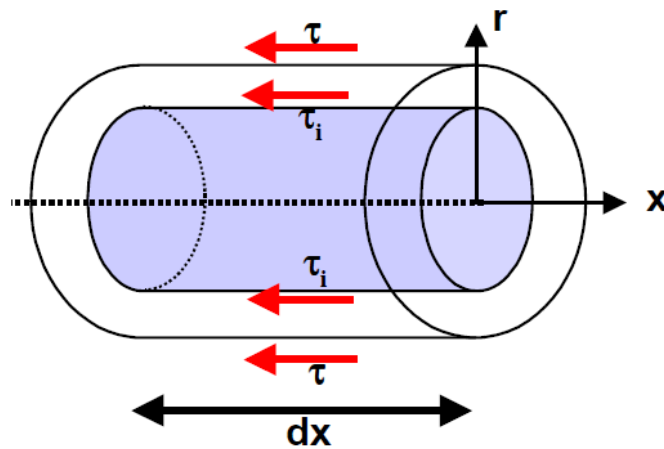


Figure II.11: équilibre de la matrice en cisaillement. [23].

$\tau$  et  $\tau_i$  sont respectivement la contrainte de cisaillement dans la matrice et la contrainte de cisaillement à l'interface. Soit

$$\tau = \frac{a\tau_i}{r} \quad (\text{II.19})$$

En faisant l'hypothèse d'un comportement élastique linéaire de la matrice en cisaillement  $\tau = G_m \gamma$ , on peut écrire:

$$\gamma = \frac{dw}{dr} = \frac{\tau}{G_m} = \frac{a\tau_i}{G_m r} \quad (\text{II.20})$$

Où  $w$  est le déplacement de la matrice selon la direction  $x$  et  $G_m$  son module de cisaillement. Par intégration, on obtient une expression de la contrainte interfaciale en fonction du déplacement de la matrice en  $r = a$  ( $w_a$ ) et  $r = R$  ( $w_R$ ):

$$\int_a^R dw = \frac{\tau_i a}{G_m} \int_a^R \frac{dr}{r} \quad (\text{II.21})$$

Soit :

$$W_R - W_a = \frac{\tau_i a}{G_m} \ln(R/a) \quad (\text{II.22})$$

$$\tau_i = \frac{G_m(W_R - W_a)}{a \ln(R/a)} \quad (\text{II.23})$$

- **Equilibre des contraintes dans une portion  $dx$  de fibre**

On écrit que la force de traction dans une portion  $dx$  de la fibre est équilibrée par la force de cisaillement à l'interface comme suit:

$$\pi a^2 d\sigma_f = -2\pi a \tau_i dx \quad (II.24)$$

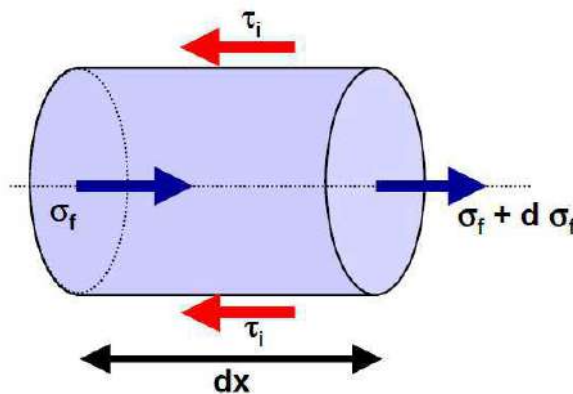
$$\frac{d^2 \sigma_f}{dx^2} = -\frac{2}{a} \frac{d\tau_i}{dx} \quad (II.25)$$

Ce qui permet d'écrire :

$$\frac{d\tau_i}{dx} = \frac{G_m}{a \ln(R/a)} \left( \frac{dW_R}{dx} - \frac{dW_a}{dx} \right) \quad (II.26)$$

D.après (25) on obtient :

$$\frac{d\sigma_f}{dx} = -\frac{2\tau_i}{a} \quad (II.27)$$



**Figure II.12:** équilibre élastique dans une portion de fibre.

- Pour  $r = R$ , on suppose que la déformation de la matrice soit égale à la déformation appliquée  $\varepsilon_1$ :

$$\frac{dW_R}{dx} = \varepsilon_m = \varepsilon_1 \quad (II.28)$$

- Pour  $r = a$ , la déformation de la matrice est égale à celle de la fibre (liaison fibre/matrice parfaite) soit:

$$\frac{dW_a}{dx} = \varepsilon_f = \frac{\sigma_f}{E_f} \quad (II.29)$$



Ce qui permet de décrire l'équilibre élastique du système par l'équation différentielle suivante:

$$\frac{d^2\sigma_f}{dx^2} = \frac{\beta^2}{a^2} (\sigma_f - E_f \varepsilon_1) \quad (\text{II.30})$$

$$\text{Avec} \quad \beta^2 = \frac{2G_m}{E_f \ln(R/a)}$$

En supposant la contrainte  $\sigma_f$  nulle aux extrémités de la fibre (en  $x=-L$  et  $x=L$ ), il est possible de résoudre (4). On obtient les solutions suivantes:

*Contrainte axiale dans la fibre:*

$$\sigma_f = E_f \varepsilon_1 \{1 - \cosh(\beta x/a) / \cosh(\beta s)\} \quad (\text{II.31})$$

*Contrainte de cisaillement à l'interface :*

$$\tau_i = \frac{1}{2} n E_f \varepsilon_1 \sinh(nx/a) / \cosh(nx) \quad (\text{II.32})$$

Où :  $s=L/a$  est le rapport d'aspect de la fibre.

Les profils de contrainte d'un V.E.R correspondant aux équations (31) et (32) sont représentés ci-dessous sur la figure II.12:

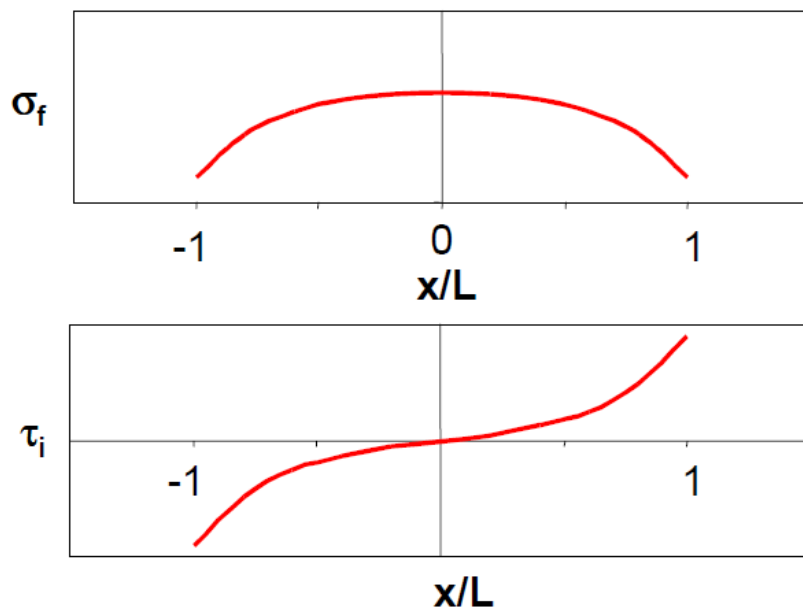


Figure II.13: Modèle de Cox : profil des contraintes fibre/interface [23]

Sur ce schéma, on voit que le développement de contraintes de cisaillement aux extrémités du fragment de fibre se traduit par une mise en charge progressive de la fibre en traction. Les efforts sont donc bien transférés de la matrice vers la fibre. Cette note décrit les approches statistiques couramment employées pour décrire la rupture de renforts fibreux fragiles. Celles-ci sont appliquées au cas de la rupture de fibres, tel que :

$G_m$  : Le module de cisaillement de la matrice;

$E_f$  : Le module de Young de la fibre;

$\varepsilon$  : La déformation;

$a$  : Un rayon de la fibre;

$R$  : La distance entre les fibres;

$\tau$  : La contrainte de cisaillement de l'interface.

### II.5.2 Modèle de Kelly-Tyson

Le modèle de Kelly-Tyson a initialement été développé dans le contexte de matériaux à matrice métallique pour lesquels des mécanismes de plasticité sont activés au voisinage de l'extrémité des fibres. Dans la réalité, ces concentrations de contraintes sont limitées par le seuil de plasticité de la matrice ou la mise en glissement de l'interface. Par ailleurs, l'approche élastique n'est plus valable à partir du moment que la contrainte de traction dans la matrice excède sa limite d'élasticité. [24]

#### • Profils de contrainte dans la fibre et à l'interface

Afin de décrire ces processus, Kelly et al n'ont considéré que la contrainte interfaciale était constante aux extrémités de la fibre, dans la zone plastique [24,25]. L'écriture de l'équilibre élastique de la fibre dans cette portion de fibre donne :

$$\sigma_f = \frac{2\tau_i}{a} = (L - x) \quad (\text{II.33})$$

Cette relation s'applique également au cas où le mécanisme physique mis en jeu aux extrémités de la fibre correspond à un frottement à contrainte constante. En ce sens, l'utilisation du modèle de Kelly présenté sur la figure II.6 peut être étendue aux composites à matrice élastique dans lesquels le renforcement s'effectue par glissement à l'interface.

La déformation dans la fibre ne peut excéder la déformation du composite, ce qui signifie que la contrainte  $\sigma_f$  augmente linéairement (équation II.33) à partir de l'extrémité de la fibre, jusqu'à la valeur  $E_f \varepsilon_1$  si la fibre est suffisamment longue. Cette dernière condition correspond au critère suivant :

$$L_i \geq \frac{\alpha E_f \varepsilon_1}{2\tau_i} \quad (\text{II.34})$$

Où  $L_i$  est une longueur dite inefficace correspondant à la portion de fibre dans laquelle la contrainte de traction n'a pas encore atteint sa valeur maximale

$$\sigma_{fmax} = E_f \varepsilon_1$$

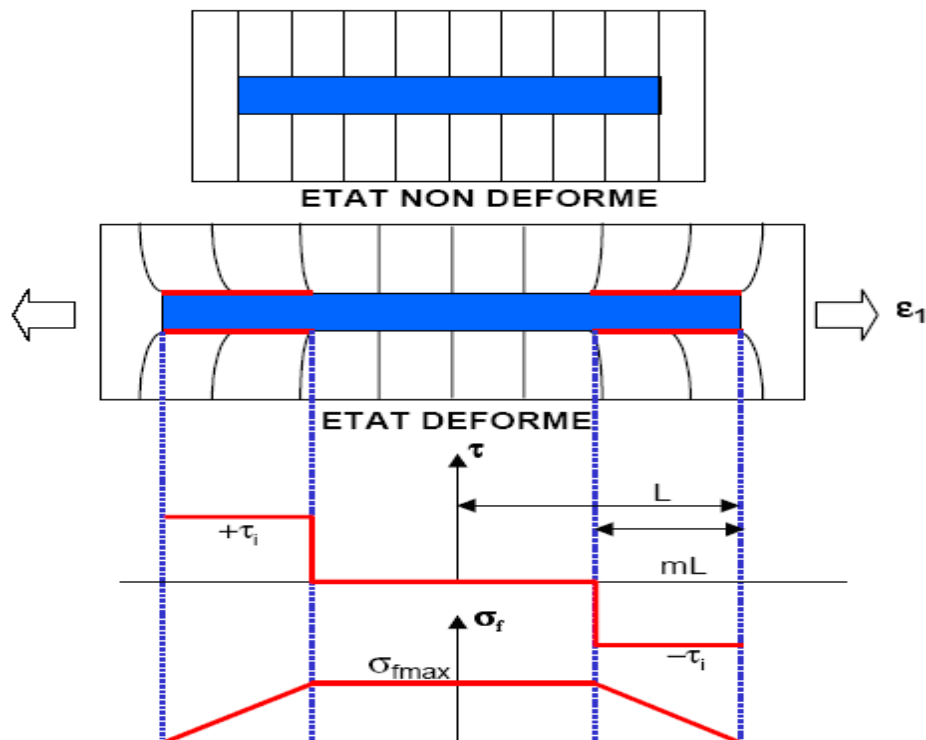
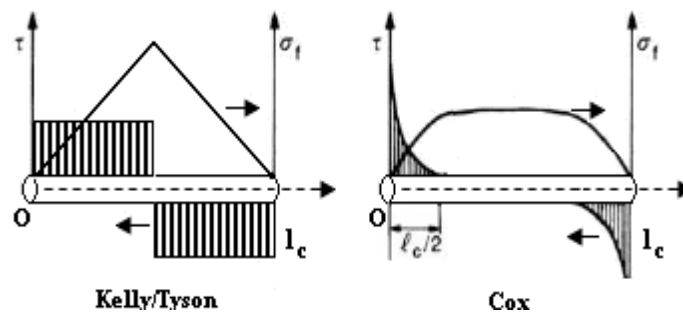


Figure II.14: Modèle de Kelly –Tyson.[24]

Il est important de noter que ce modèle prend seulement en compte le transfert de charge se produisant dans la zone plastique située aux extrémités de la fibre. Les effets de transfert de charge élastiques dans la portion centrale de la fibre sont par contre totalement négligés ( $\tau_i = 0$ ). Cette approche n'est valable que si le seuil de plasticité de la matrice (où le seuil de glissement à l'interface) est très bas. Dans ce cas, la déformation plastique (où le glissement) intervient dès le début de la mise en charge, sans phase de mise en charge élastique préalable.



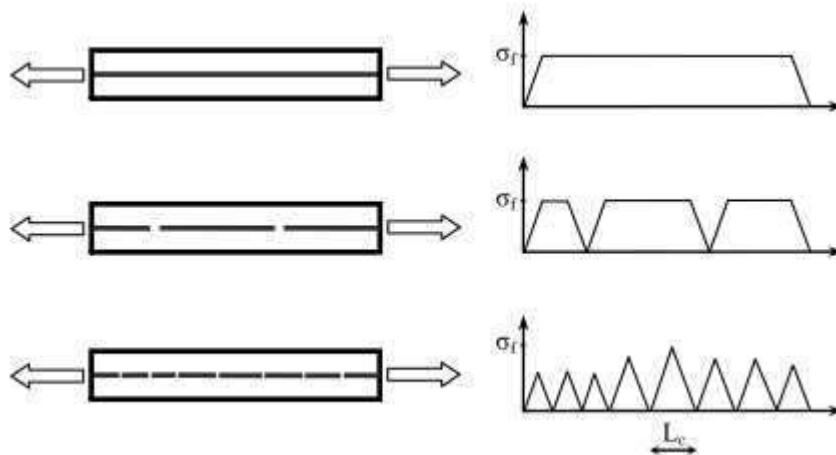
**Figure II.15.** Modèles de Kelly/Tyson et de Cox des profils de contraintes de tension dans la fibre et de cisaillement à l'interface. [24,25]

### II.5.3 Caractérisation micromécanique de l'interface fibre-matrice

Afin de comprendre le comportement mécanique d'un matériau composite, il est nécessaire de savoir ce qui se passe localement au niveau de l'interface. Le transfert de charge entre la fibre et la matrice peut être quantifié par résistance au cisaillement interfacial (IFSS). Cette caractéristique peut être déterminée en utilisant des essais micromécaniques tel que l'essai de fragmentation, le test de la goutte, le test de pull-out et la micro-indentation sur une fibre unitaire [26].

#### II.5.3.1 Test de fragmentation

Le test de fragmentation est l'un des essais les plus utilisés pour la caractérisation de la zone interfaciale. Cet essai consiste à l'application d'une contrainte axiale croissante à un échantillon contenant une seule fibre noyée dans une matrice polymère (Volume Élémentaire Représentatif-V.E.R) [27]. La matrice doit être transparente et doit avoir une déformation à la rupture au moins trois fois plus importante que celle des fibres. La charge est transférée de la matrice vers la fibre par cisaillement au niveau de l'interface. Lorsque la contrainte atteint la contrainte limite de traction de la fibre, celle-ci se rompt. Ce processus continue jusqu'à saturation et obtention de fragments de fibres qui n'atteignent plus leur contraintes limites vu que la longueur de transfert de charge devient trop courte. La longueur de saturation, qui correspond à la plus grande longueur pouvant être sollicitée jusqu'à la rupture, est la longueur critique ( $L_c$ ) (figure II.15). La distribution des longueurs de fibres après la fragmentation de la fibre est donc entre  $L_c/2$  et  $L_c$ , vu que chaque fragment de longueur supérieure à  $L_c$  sera divisé en deux [26,27].



**Figure II.16:** Représentation schématique du principe de l'essai de fragmentation [26].

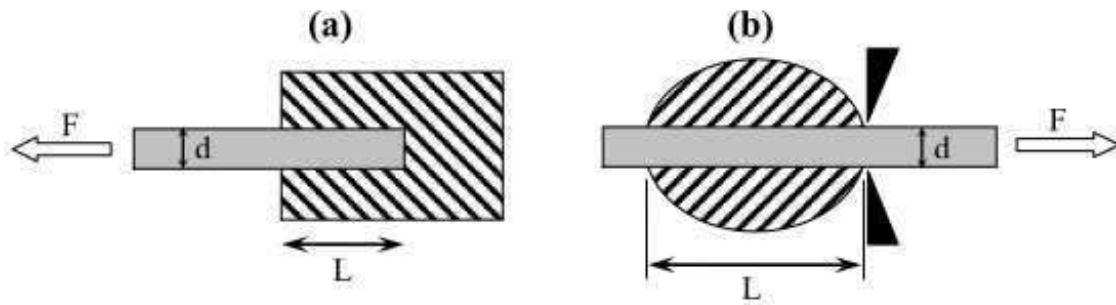
Le degré de transfert de charge pour chaque système fibre/matrice peut être évalué en termes de la résistance interfaciale ( $\tau$ ) :

$$\tau = \frac{\sigma_{fc} D}{2 L_c} \quad (\text{II.35})$$

Où  $D$  est le diamètre de la fibre et  $\sigma_{fc}$  est la contrainte limite en traction pour une fibre de longueur  $L_c$ .

### II.5.3.2 Test de la goutte

Cet essai est considéré comme une variante de l'essai de pull-out vu qu'il s'agit de solliciter une fibre unitaire entourée de résine polymère (figure II.16). Une goutte ellipsoïde de résine est déposée de façon concentrique autour de la surface d'une fibre unitaire. L'essai de déchaussement de microgoutte consiste à appliquer un effort de traction sur une fibre en bloquant la résine dans une fente de faible dimension [26,27]. La contrainte de traction est transmise directement à l'interface qui devient une contrainte de cisaillement. Cette contrainte est supposée uniforme sur toute la longueur de la fibre en contact avec la résine. Lorsque la force de cisaillement atteint sa valeur limite, le déchaussement se produit et la goutte peut être déplacée sur la longueur de la fibre [26].



**Figure II.17:** Représentation schématique des principes des essais de pull-out (a) et de déchaussement de microgoutte (b)

La qualité de l'interface est évaluée en utilisant la résistance interfaciale (IFSS). Celle-ci est calculée à partir de la charge maximale de déchaussement ( $F_{\max}$ ) et de la géométrie de l'échantillon de microgoutte.

$$\tau = IFSS = \frac{F}{\pi dL} \quad (\text{II.36})$$

Où  $d$  et  $L$  sont respectivement le diamètre de la fibre et la longueur de contact fibre/matrice.

## Bibliographie

- [1] Florian Gehring. (2013). Étude du comportement mécanique et de l'endommagement de composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes de chanvre : approche expérimentale et modélisation. Université de Lorraine.
- [2] R. Moore. (1966). Interval analysis. Prentice Hall, NJ.
- [3] S. Kirkpatrick, C. Gelatt, and M. P. Vecchi. (1983). Optimization by simulated annealing. *Science*, 220 :671–680.
- [4] V. Cerny. (1985). Thermodynamical approach to the traveling salesman problem : an efficient simulation algorithm. *J. of Optimization th. and applications*, 45 :41–51.
- [5] Hanaa Hachimi. (2013). Hybridations d'algorithmes métaheuristiques en optimisation globale et leurs applications. INSA de Rouen. Ecole Mohammadia d'ingénieurs (Rabat, Maroc).
- [6] G. Cohen. (2000). Convexité et optimisation. Ecole Nationale des Ponts et Chaussées et INRIA. <http://cel.archives-ouvertes.fr/docs/00/35/66/86/PDF/Ponts-cours-A4-NB.pdf>.
- [7] C.A.C. Coello, E.M. Montes. (2002). Constraint-handling in genetic algorithms through the use of dominance-based tournament selection. *Advanced Engineering Informatics*, 16 :193–203.
- [8] M. Dorigo, V. Maniezzo, and A. Coloni. (1996). Ant system : optimization by a colony of cooperating agents. *IEEE Trans. on Man. Cyber. Part B*, 26 :29–41.
- [9] M. Dorigo, C. Blum. (2005). Ant colony optimization theory : A survey. *Theoretical Computer Sc*, 344 :243–278.
- [10] J. Dréo, A. Pétrowski, P. Siarry, and E. Taillard. (2003). Métaheuristiques pour l'optimisation difficile. Eyrolles. Paris.
- [11] Thomas Vallée et Murat Yıldızoğlu. (2001). Présentation des algorithmes génétiques et de leurs applications. V1.2.
- [12] Goldberg, D. (1989). *Genetic Algorithm In Search, Optimization And Machine Learning*. Addison-Wesley.
- [13] Pereira, R. (2000). Genetic algorithm optimisation for finance and investment. Technical report, La Trobe University.
- [14] Krishnakumar, K. & Goldberg, D. (1992). Control system optimization using genetic algorithm. *Journal of Guidance, Control, and Dynamics* 15(3), 735–740.
- [15] Michalewicz, Z., Janikow, C. & Krawczyk, J. (1992). A modified genetic algorithm for optimal control problems. *Computers and Mathematics with Applications* 23(12), 83–94.
- [16] Marco, N., Godart, C., Désidéri, J.-A., Mantel, B. & Périaux, J. (1996). A genetic algorithm compared with a gradient-based method for the solution of an active-control model problem. Technical report, INRIA. Rapport de Recherche de l'INRIA - Projet SINUS, n0. 2948.

[17] Axelrod, R. (1987). The evolution of strategies in the iterated prisoner's dilemma, in L. D. Davis, ed., Genetic algorithms and simulated annealing, Morgan Kaufmann.

[18] Özyildirim, S. (1996). Three country trade relations : A discrete dynamic game approach. Computers and Mathematics with Applications 32, 43–56.

[19] Özyildirim, S. (1997). Computing open-loop noncooperative solution in discrete dynamic games. Evolutionary Economics 7(1), 23–40.

[20] Özyildirim, S. & Alemdar, N. (1998). Learning the optimum as nash equilibrium. Working Paper.

[21] Lerman, I. & Ngouenet, F. (1995). Algorithmes génétiques séquentiels et parallèles pour une représentation affine des proximités. Rapport de Recherche de l'INRIA Rennes - Projet REPCO 2570, INRIA.

[22] Weibull. W. (1951). A statistical distribution function of wide applicability. Journal of Applied Mechanics, 18, 293-296.

[23] Cox H.L. (1952). The elasticity and strength of paper and other fibrous materials, British journal of applied physics.12,72–79.

[24] Kelly, A., Tyson, W.R. (1964). Fiber strenthened materials, in High Strength Materials,V.F. Zackay Ed., J. Wiley & Sons, London, 578-602.

[25] Piggott, Michael (2002). Load Bearing fibre composites, Pergamon Press, Springer edition.

[26] Sofien Bouzouita. (2011). Optimisation des interfaces fibre-matrice de composites à renfort naturel. L'École Centrale de Lyon.

[27] Drzal L.T., Herrera-Franco P.J., Ho H. (2000). Fibre-Matrix Interface Tests, chapter 5 in A Kelly and C Zweben editors, Comprehensive Composite Materials, Vol. 5, Pergamon, Oxford, pp. 71-111.



---

---

# Chapitre III: Interprétation et discussion des résultats

---

---

### III.1 Introduction

Un matériau composite est constitué d'au moins deux composants, un renfort et une matrice. Les matériaux composites sont des matériaux légers et résistants par rapport aux matériaux traditionnels. Les matériaux biocomposites à base de fibres naturelles ont de meilleures propriétés physiques que les matériaux composites et répondent favorablement aux exigences environnementales en raison de leurs caractéristiques de biodégradabilité et de recyclage. Les biocomposites sont des matériaux composites qui comportent une ou plusieurs phases d'origine naturelles [1,2]. La phase de renforcement provient dans la plupart des cas de fibres végétales ou de bois recyclé, de vieux papiers, de sous-produits de transformation ou de fibres de cellulose régénérées telles que le sisal et l'amidon. La phase matricielle au sein d'un biocomposite peut souvent prendre la forme d'un polymère naturel, éventuellement dérivé d'huiles végétales ou d'amidons.

Parmi les fibres naturelles, on trouve la fibre alfa et la fibre de jute, cette dernière est obtenue à partir de l'écorce du jute. Il est long, doux et brillant et est utilisé entre autres pour faire des sacs en jute ou dans les produits géotextile. Le mot jute désigne à la fois les fibres et la plante dont elles sont issues [3]. La fibre Alfa (figure III.1) est le nom arabe de la plante *stipa tinacissima*. C'est une plante vivace typiquement méditerranéenne ; il pousse en touffes d'environ 1m à 1m20 de haut formant ainsi de grandes couches. Il est largement répandu et se trouve en abondance dans les régions arides et semi-arides du nord-ouest de l'Afrique et du sud de l'Espagne [4-7].



**Figure III.1:** illustration de la plante d'alfa à l'état brut.

La tige de cette plante est utilisée dans l'industrie des cordes et des tapis. Aussi, la fibre de cette plante est principalement utilisée dans la production de papier, de composites et de non-tissés. En Algérie, les gros besoins d'Alfa sont destinés aux papeteries et estimés à 200 000 tonnes/an et la production nationale s'élève à 70 000 tonnes/an [8,9]. En général, les propriétés mécaniques de traction de l'Alfa technique se rapprochent de celles du jute, du lin, du chanvre et du sisal [4-6]. Les propriétés des matériaux composites et biocomposites ne se limitent pas à celles de la fibre et de la matrice mais prennent également en compte la qualité de l'interface fibre-matrice. En effet, cette interface a un rôle vital dans la transmission des efforts entre les fibres et la matrice lors d'une sollicitation mécanique, si cette adhésion interfaciale est très forte à l'échelle microscopique, on aura un matériau composite avec des caractéristiques mécaniques très importantes et intéressantes [10]. Cette interface dépend d'abord de la mouillabilité, lors de la mise en contact de la matrice fondue et de la fibre, mais aussi de l'adhésion une fois le système fibre-matrice à l'état solide. Pour les matériaux composites, l'adhésion fibre-matrice avec des résines thermodurcissables se fait essentiellement par liaisons chimiques, alors que le phénomène d'adhésion avec une matrice thermoplastique apparaît principalement à travers des interactions physiques [10-12]. L'adhérence est le paramètre qui caractérise la qualité de l'interface fibre-matrice à l'échelle du solide (interface endommagée et non endommagée). Les études multi-échelles (plis et VER : Volume Élémentaire Représentatif) ont été réalisées sur des composites de fibres végétales associées à des résines époxy, bio-époxy et polyester [10,13], mais aussi des polymères thermoplastiques de PLA [10,14]. De nombreuses techniques existent pour le mesurer à différentes échelles [10,15,16]. Les tests microscopiques mesurent directement la résistance au cisaillement de la résistance au cisaillement interfacial (IFSS). L'analyse microscopique a l'avantage d'évaluer directement l'endommagement de l'interface fibre-matrice. Plusieurs techniques micromécaniques pour la détermination de la contrainte de cisaillement interfacial existent, mais elles sont très coûteuses :

- 1- le détachement d'une fibre d'un plot matriciel [10,17,18];
- 2- la fragmentation d'une fibre unitaire [10,19-21];
- 3- matrice microdrop drop out [22,23];
- 4- micro-indentation (push-out) [10,24,25].

A notre connaissance, il n'existe pas de travaux théoriques qui ont traité et discuté l'endommagement de l'interface fibre-matrice des matériaux hybrides biocomposites Jute-Alfa/PEEK et biocomposites Jute/PEEK et Alfa/PEEK. Dans ce contexte, notre contribution consiste à développer un modèle numérique basé sur une approche génétique pour étudier l'effet de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface fibre-matrice de trois nouveaux matériaux hybrides biocomposites Jute-Alfa/PEEK et biocomposites Jute/PEEK et Alfa/PEEK. Pour déterminer l'endommagement de l'interface, nous avons utilisé un modèle analytique basé sur le formalisme des probabilités de Weibull (endommagement de la fibre et de la matrice) [26-30]. La fonction objective de notre algorithme était basée sur le modèle mathématique de Cox. La distance entre les fibres a été déterminée par le concept de volume et de fraction massique de renfort présenté par Antoine [31,32].

### III.2 Les caractéristiques des matériaux étudiés

#### III.2.1 La matrice PEEK

Compte tenu de la large gamme de thermoplastiques, amorphes ou semi-cristallins, le choix de la résine se fait en éliminant les matrices qui ne satisfait pas les besoins de l'industrie (tableau III.1). En effet, pour les utiliser dans un environnement d'avion civil, ils doivent répondre aux spécifications suivantes : [33]

- Température maximale de fonctionnement supérieure ou égale à 120°C
- Bonnes propriétés mécaniques (module de traction supérieur à 2 GPa, résistance à la traction supérieure à 100 MPa)
- Densité inférieure à 1,5
- Compatibilité du renfort carbone (dilatation thermique de la matrice la plus faible possible pour être proche de celle du carbone et ainsi éviter la formation de contraintes internes)
- Résistance à l'environnement : bonne résistance au vieillissement humide, aux fluides aéronautiques (solvants, kérosène, fluide hydraulique...),
- Utilisation de la matrice PEEK : thermoplastique semi-cristallin Le polyétheréthércétone (PEEK) est un polymère thermoplastique dit thermostable. Son squelette macromoléculaire constitué de cycles benzéniques et de liaisons cétoniques (figure III.2) lui confère une excellente résistance aux agressions thermiques et chimiques (figure III.2) [34].

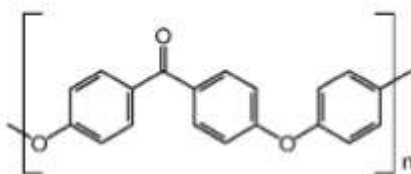


Figure III.2 :Le monomère de PEEK.

La figure III.3 montre la résistance normalisée pour les matrices thermodurcissables et thermoplastiques les plus utilisées dans la conception de pièces aéronautiques en fonction de leur coût de masse. Il apparaît qu'un thermoplastique en particulier, le thermoplastique PEEK, pourrait être une solution alternative pour la fabrication de pièces composites notamment pour des applications aéronautiques à hautes températures [34].

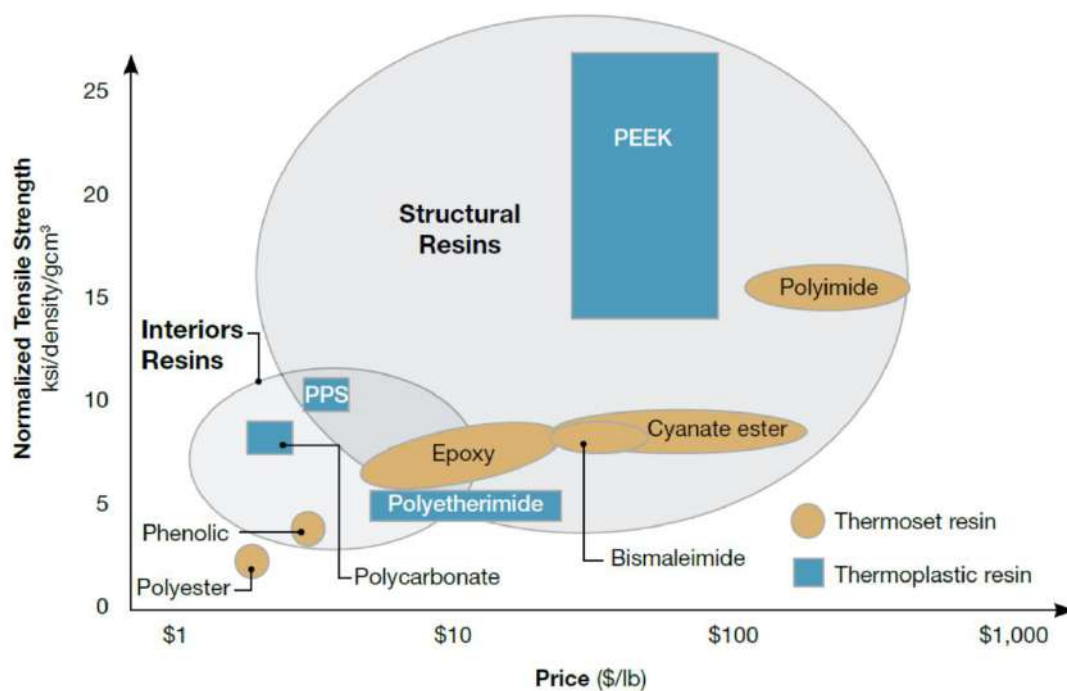


Figure III.3: Résistance mécanique pour les grandes familles de matrices polymères [34,35]

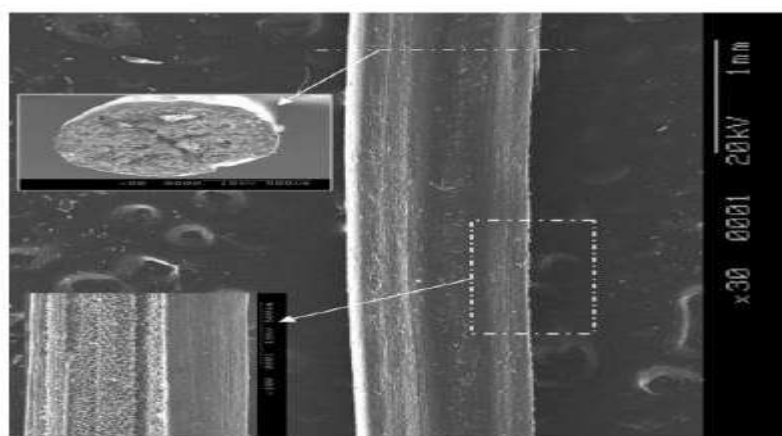
**Tableau III.1:** Les caractéristiques physiques de la matrice PEEK [33,36,37]

Matrice	T ° température max continue (° C)	$\sigma$ rupture (MPa)	Module de Young (GPa)	Densité (g/cm <sup>3</sup> )	Tg température de transition vitreuse (° C)	T <sub>f</sub> température de fusion (° C)
PEEK	240	120-140	3.6	1.3	143	343

### III.2.2 Les fibres

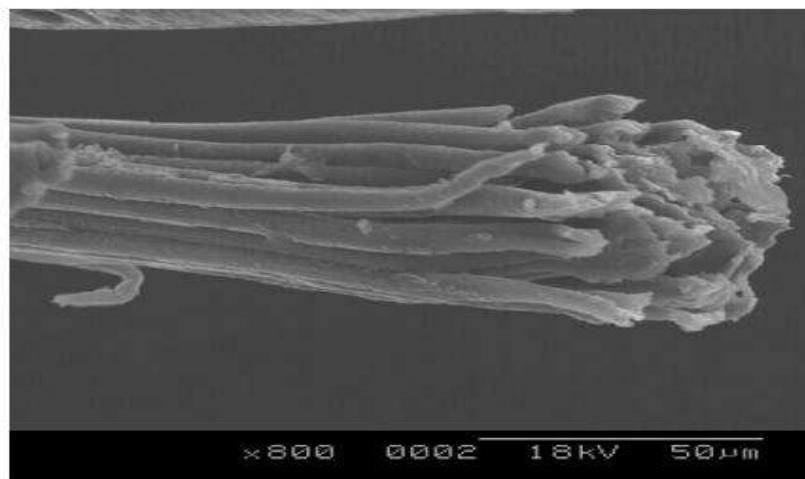
#### III.2.2.1 La fibre alfa

L'Alfa est bien connue pour les applications papetières en tant que matière première noble, cependant, elle n'est pas connue dans les applications textiles, sauf pour la réalisation d'objets artisanaux pour lesquels les brins sont mis en œuvre. Il a également été une source d'inspiration pour la fabrication de composites verts (pour l'application de prothèses orthopédiques) et a été utilisé en combinaison avec d'autres fibres naturelles telles que la laine dans la fabrication de non-tissés, mais jamais pour des applications textiles proprement dites [4,7,38] La figure III.4 montre une image SEM d'une tige Alfa non traitée [38].



**Figure III.4:** Image SEM d'une tige Alfa non traitée [38]

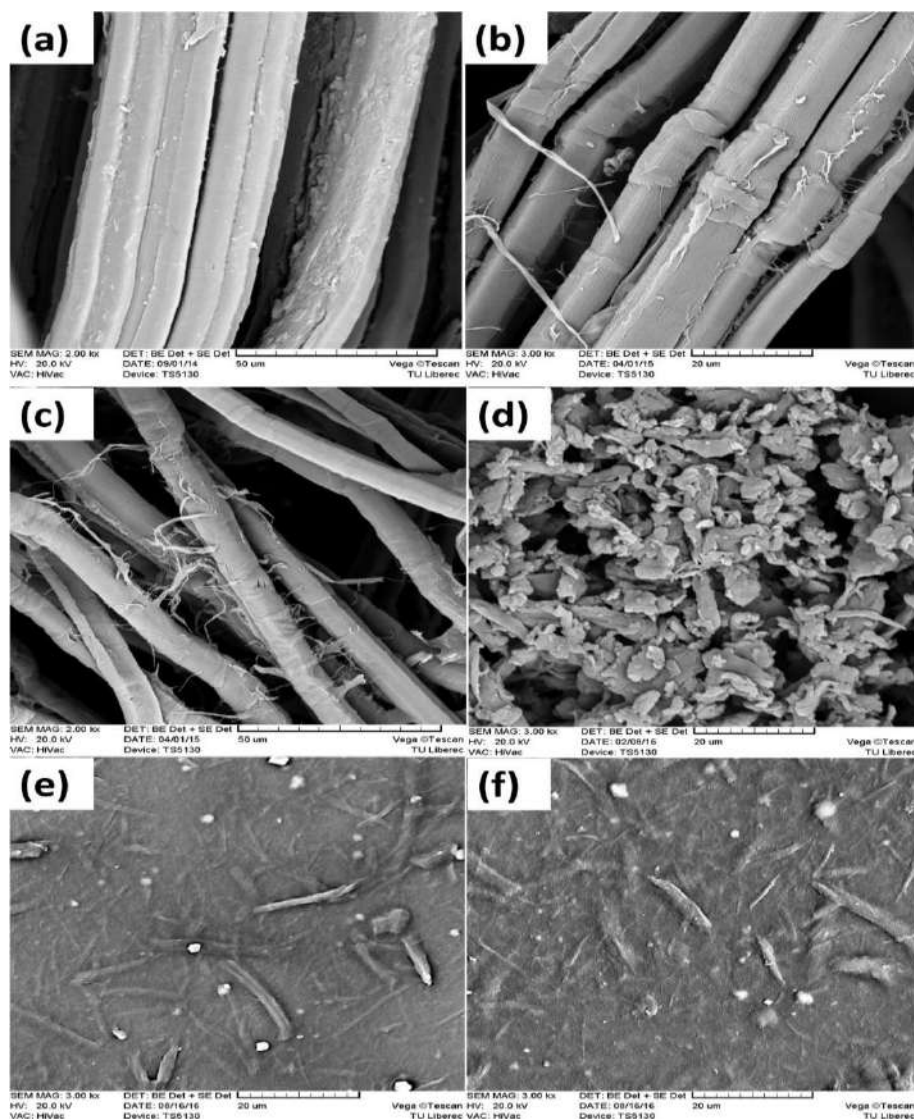
La figure III.5 présente une image MEB d'un faciès de fracture d'une fibre Alfa après un essai de traction [38]



**Figure III.5:** Image MEB d'un faciès de fracture d'une fibre Alfa après un essai de traction [38]

### III.2.2.2 La fibre de jute

La fibre de jute est dérivée de la tige de la plante (*corchorus capsularis* et *corchorus olitorius*). On le trouve principalement sous les tropiques humides et sa production se situe en Chine (35 500 t, FAO 2014) et surtout en Inde (1 940 000 t, FAO, 2014) et au Bangladesh (1 391 000 t, FAO, 2014). Cette production en fait la deuxième fibre la plus importante produite après le coton. Il est composé de 61-72% de cellulose, 13,6-20% d'hémicellulose et 11,8-13% de lignine et ses propriétés mécaniques sont comparables à celles du chanvre. De plus, ses fibres sont longues, 4 m, mais pourvues de nœuds. Les fibrilles possèdent un diamètre compris entre 40 et 80  $\mu\text{m}$  et une lumière irrégulière [39]. Les fibres les plus grossières sont utilisées comme terre de ficelles, d'emballage et de tapis où ces fibres peuvent rivaliser avec le polypropylène [40] tandis que les fibres plus fines peuvent être mélangées avec de la laine, du coton [41] ou d'autres fibres naturelles pour former des tissus ou sa capacité d'absorption d'humidité est un avantage. Le jute se trouve dans les revêtements géotextiles comme source de matières premières dans l'industrie du papier. La fibre de jute est également utilisée en combinaison avec la protéine de soja pour les composites biodégradables [42,43]. La figure 6 montre des images SEM de fibres de jute (a) non traitées, (b) traitées aux alcalis, (c) blanchies, (d) broyées, (e) et (f) hydrolysées à l'acide [44].



**Figure III.6:** Images SEM de fibres de jute (a) non traitées, (b) traitées aux alcalis, (c) blanchies, (d) broyées, (e) et (f) hydrolysées à l'acide [44]

Dans notre étude, nous avons utilisé deux types de fibres de renfort naturel Alfa et Jute dont les caractéristiques sont mentionnées dans le tableau III.2.

Tableau 2 : les propriétés physiques des fibres utilisées [38,45,46]

Fibres	Densité (g/cm <sup>3</sup> )	Longueur (mm)	Diamètre (μm)	Cellulose (%)	Hemicellulose (%)	Lignin (%)	Déformation maximale en tension (%)	Module de Young (GPa)	Humidité d'absorption (%)
Alfa	1.51	0.6-14	5-10	45	24	24	1-4	12.7	12
Jute	1.44	2.5	20	61.1-71.5	13.6-20.4	11.8-13	1.5-1.8	26.5	12



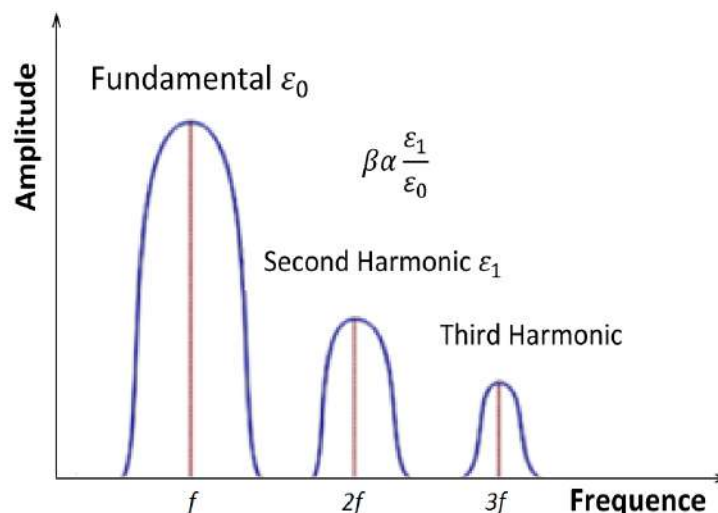
### III.3 Modèles mathématiques

#### III.3.1 La technique acoustique non linéaire

Le comportement acoustique non linéaire classique des matériaux est décrit par l'ajout d'un terme non linéaire  $\beta$  dans la loi de Hooke, qui s'écrit :

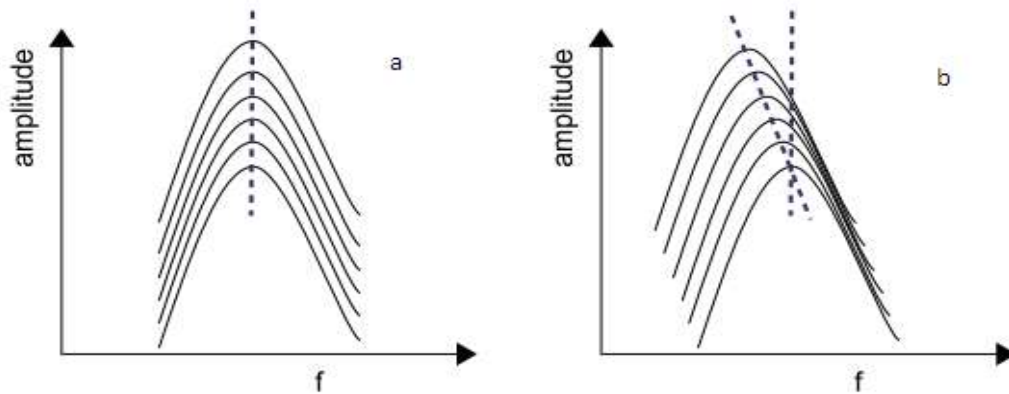
$$\sigma = E\varepsilon(1 + \beta\varepsilon) \quad (\text{III.1})$$

Dans la dernière relation,  $\sigma$  et  $\varepsilon$  sont respectivement la contrainte et la déformation [47-51],  $E$  est le module d'Young et  $\beta$  le paramètre de non-linéarité. Si  $\beta = 0$ , on dit que le matériau est homogène.  $E$  et peuvent être déterminés à partir de mesures acoustiques [52,53]. Le module de Young  $E$  est obtenu en déterminant les vitesses de propagation longitudinale et transversale. La méthode de génération d'harmoniques est basée sur la distorsion d'une onde sinusoïdale de haute intensité à travers un matériau ou un milieu donné. Lorsque le matériau ne présente pas d'hétérogénéité, différentes zones excitées par l'agitation ultrasonore vibrent à la même vitesse, l'onde ultrasonore n'est alors soumise à aucune perturbation et sa forme est la même c'est-à-dire sinusoïdale. Par contre la présence d'hétérogénéité dans le milieu est traversée à la source de l'élévation locale du module et de la densité lors de la compression et d'une diminution locale de la densité et du module lors de la détente [52,53]. Cela se traduit par le changement de la forme d'onde du contenu spectral (FFT) (figure III.7). En conséquence, l'onde reçue n'est pas sinusoïdale mais contient des harmoniques.

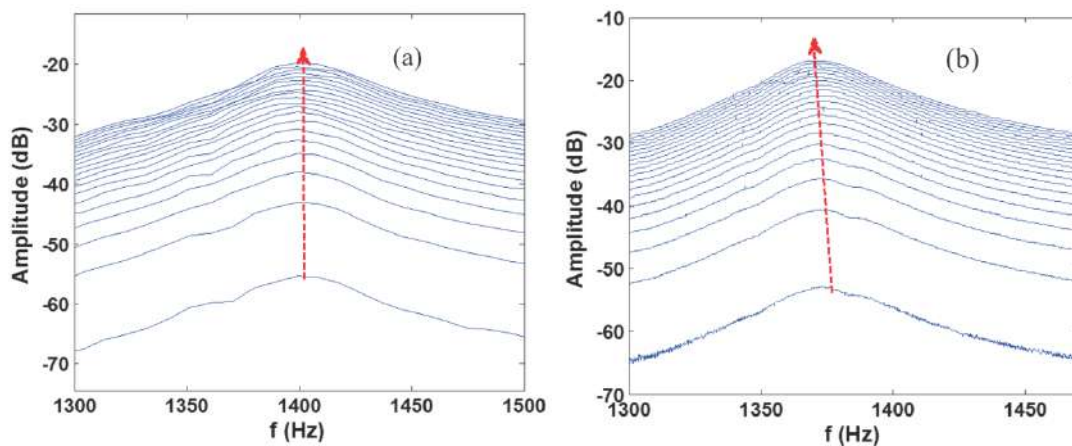


**Figure III.7:** Spectre de Fourier du signal reçu pour la détermination de paramètres non linéaires

La méthode de résonance (figures III.8 et III.9) consiste à suivre le décalage de fréquence de résonance et la modification du facteur de qualité des "barres" vibrantes avec l'augmentation de l'amplitude d'excitation [54-56]. Le décalage de la fréquence de résonance et la diminution du facteur de qualité sont proportionnels à l'amplitude de l'onde. Ces observations ont été attribuées à une non-linéarité hystérétique [57-59].



**Figure III.8:** Représentation de l'évolution d'une résonance en fonction de l'amplitude d'excitation dans un matériau intact (a) et endommagé (b). [60]



**Figure III.9:** Spectres de résonance correspondant à une base de matrice polymère de 2,5 mm d'épaisseur à l'état intact (a) et à l'état endommagé (b) (la fréquence de résonance de l'état endommagé est typiquement d'environ 1380 Hz). [61]

### III.3.2 Fraction volumique et massique de l'armature

Dans un composite, on écrit :  $V_f + V_m + V_v = 1$ , où les indices f, m et v se rapportent respectivement aux fibres, à la matrice et à la porosité. En pratique,  $V_f$  et  $V_v$  sont principalement conditionnées par la nature du renfort, la matrice et le mode de mise en œuvre. Les ordres de grandeur sont communs [31] :

$$0.3 < V_f < 0.65$$

$$0.001 < V_v < 0.1$$

$$W_i = \frac{W_i}{W_c} \quad (\text{III.2})$$

Avec:

$W_i$ : poids du composant i

$W_c$ : poids total du composite.

$$\sum_{i=1}^N W_i = 1 \quad (\text{III.3})$$

La masse des constituants du composite est donnée par :

$$W_c = \rho_c V_c; \quad (\text{III.3.1})$$

$$W_f = \rho_f V_f; \quad (\text{III.3.2})$$

$$W_m = \rho_m V_m; \quad (\text{III.3.3})$$

avec:

$\rho_c$ : la densité du composite ;

$\rho_f$ : La densité de la fibre;

$\rho_m$ : La densité de la matrice.

La masse totale du composite est:  $\rho_c V_c = \rho_f V_f + \rho_m V_m$

ce qui permet de déterminer la densité du composite comme suit :

$$\rho_c = \frac{\rho_f V_f + \rho_m V_m}{V_c} \quad (\text{III.4})$$

De même, on peut exprimer la densité en fonction de la fraction massique sur la base du volume total du composite :  $V_c = V_m + V_f$ :

$$\rho_c = \frac{\rho_f V_f + \rho_m V_m}{V_m + V_f} \quad (\text{III.4.1})$$

$$\rho_c = \frac{W_f + W_c}{\frac{W_f}{\rho_f} + \frac{W_m}{\rho_m}} \quad (\text{III.4.2})$$

$$\rho_c = \frac{1}{\frac{W_f}{\rho_f} + \frac{W_m}{\rho_m}} \quad (\text{III.5})$$

### III.3.3 Contrainte thermique

Le champ de contrainte thermique qui résulte de la dilatation différentielle des fibres et de la matrice lors du refroidissement après préparation du composite à haute température, est donné par les équations suivantes [62]

$$\sigma_f^t = E_f \frac{a}{1+a} (M_2 - M_0) \quad (\text{III.6})$$

Avec:

$$M_0(T) = \int_{T_0}^{T_e} (\alpha_m - \alpha_f) dT$$

$$M_2(T) = \int_{T_e}^T (\alpha_m - \alpha_f) dT$$

Avec :

$T_0$  : température ambiante ;

$T_e$  : la température de développement ;

$T$  : la température de test ;

$\alpha_f$  et  $\alpha_m$  : coefficients de dilatation de la fibre et matrice respectivement.

$M_{0,2}$  : l'intégrale de la différence entre les deux coefficients de dilatation de la fibre et de la matrice [62].

### III.3.4 Le formalisme probabiliste de Weibull

Lorsque la contrainte est uniforme, l'endommagement de la matrice est donné par la formule (III.7) de Weibull [29] :

$$D_m = 1 - \exp \left\{ -\frac{V_{eff}}{V_0} \left( \frac{\sigma_f}{\sigma_0} \right)^m \right\} \quad (\text{III.7})$$

Avec:

- $(\sigma_f)$ : contrainte appliquée;
- $(V_{eff})$ : volume de la matrice;
- $(m \text{ and } \sigma_0)$ : paramètres de Weibull;
- $V_0$  : Volume initiale de la matrice

Une fibre cassée est déchargée sur toute sa longueur. En d'autres termes, il ne peut se briser qu'une seule fois. La rupture obéit à une loi similaire à

celle décrite pour la matrice ; l'endommagement de la fibre est donné par l'équation (III.8).

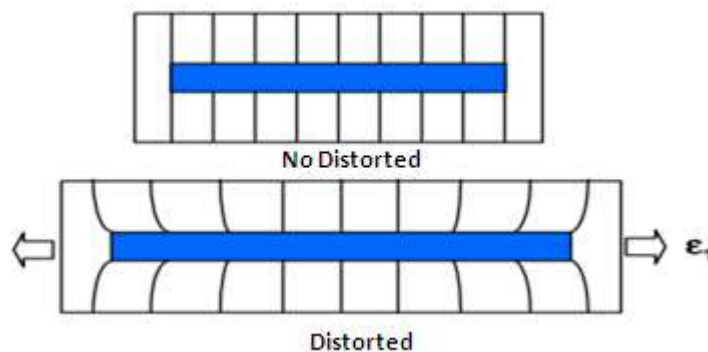
$$D_f = 1 - \exp \left\{ -A_f * L_{equi} * \left( \frac{\sigma_{max}^f}{\sigma_{of}} \right)^{m_f} \right\} \quad (III.8)$$

Avec :

- $\sigma_{max}^f$  : contrainte maximale appliquée sur la fibre;
- $\sigma_{of}$  : contrainte initiale appliquée sur la fibre;
- $m_f$  : paramètres de Weibull;
- $A_f = \pi * a^2$ ;
- $L_{equi}$  : la longueur de la fibre à l'équilibre.

### III.3.5 Le modèle mathématique de Cox

Il est possible de décrire les processus de transfert de charge par des modèles micromécaniques simplifiés en considérant, par exemple, un Volume Élémentaire Représentatif (V.E.R) constitué d'une fibre noyée dans un cylindre de matrice sur lequel une contrainte de traction est appliquée. L'écriture de l'équation élastique d'équilibre permet théoriquement de déterminer le profil de la contrainte de traction dans la fibre et celui de cisaillement à l'interface. A partir de ces données, il est possible d'évaluer la courbe contrainte-déformation du composite [63]. (figure III.10). Selon le comportement supposé de l'interface, différentes réponses peuvent être simulées. Dans le modèle de Cox, la liaison entre fibre et matrice est supposée parfaite ainsi que le comportement mécanique de ces constituants est élastique [63].



**Figure III.10:** Volume Élémentaire Représentatif (V.E.R)

Pour l'interface leur endommagement basé sur le modèle de Cox [63] qui est défini par la relation suivante (équation III.9) :

$$\tau = \frac{E_f * a * \varepsilon}{2} \beta \left( \tanh \left( \beta * \frac{l}{2} \right) \right) \quad (\text{III.9})$$

$$\beta = \frac{2G_m}{E_f * r_f^2 * \ln\left(\frac{R}{r_f}\right)}$$

Avec:

- ( $G_m$ ) : module de cisaillement de la matrice ;
- ( $E_f$ ) : module d'Young de la fibre ;
- ( $\varepsilon$ ) : déformation ;
- ( $a$ ) : rayon de la fibre ;
- ( $R$ ) : demi distance entre fibres ;
- ( $\tau$ ) : contrainte de cisaillement à l'interface ;
- ( $r_f$ ) : distance entre fibres.

### III.4. Modélisation par algorithme génétique

#### III.4.1 Description du modèle génétique

Dans notre algorithme génétique, le modèle analytique de Cox (équation III.9) et le modèle de Lebrun (équation III.6) ont été utilisés pour évaluer la fonction objectif et voir l'effet de la contrainte thermique sur les endommagements à l'interface des trois biocomposite hybride et des matériaux biocomposites. L'endommagement des fibres et de la matrice sont calculés à l'aide des équations de Weibull (équation III.7 et III.8). L'endommagement d'interface est obtenu par l'opérateur génétique croisement des deux endommagements à savoir la fibre et la matrice, en utilisant une probabilité de mutation égale à 0,25. Les individus trouvés sont classés et positionnés pour en tirer le meilleur parmi eux, ces individus sont insérés dans la première ligne, et on génère une nouvelle génération, le processus est répété jusqu'à convergence (atteindre la valeur de génération maximale  $G_{max}$ ). Les valeurs de la contrainte de traction appliquées sont 90N/m<sup>2</sup>, 115N/m<sup>2</sup> et 140N/m<sup>2</sup>. Le module d'Young pour les deux fibres est indiqué dans les tableaux III.1 et III.2. Les calculs numériques sont effectués à l'aide de la plateforme Matlab. Nous validons les résultats obtenus par la modélisation génétique à l'aide de la technique acoustique non linéaire (équation III.1), les différentes valeurs du paramètre non linéaire pour les trois matériaux biocomposites ont été déterminées à l'aide de l'équation III.1.

III.4.2 L'organigramme de notre programme

Le principe de cet algorithme repose sur l'utilisation d'opérateurs génétiques (sélection, croisement, mutation) pour prédire une population de trois cent vingt (320) individus générés aléatoirement avec une sortie maximale de cent soixante (160) comme un critère d'arrêt. Les gènes chromosomiques représentent les variables suivantes définies par le modèle analytique de Cox : la contrainte mécanique, le module d'Young de la fibre, le module de cisaillement de la matrice, les rayons des fibres, la distance entre fibres,... L'endommagement de l'interface est calculé par le croisement des deux endommagements fibre et matrice en utilisant une probabilité de mutation de 0,25. Dans la figure III.11, nous avons présenté les détails de notre modèle génétique.

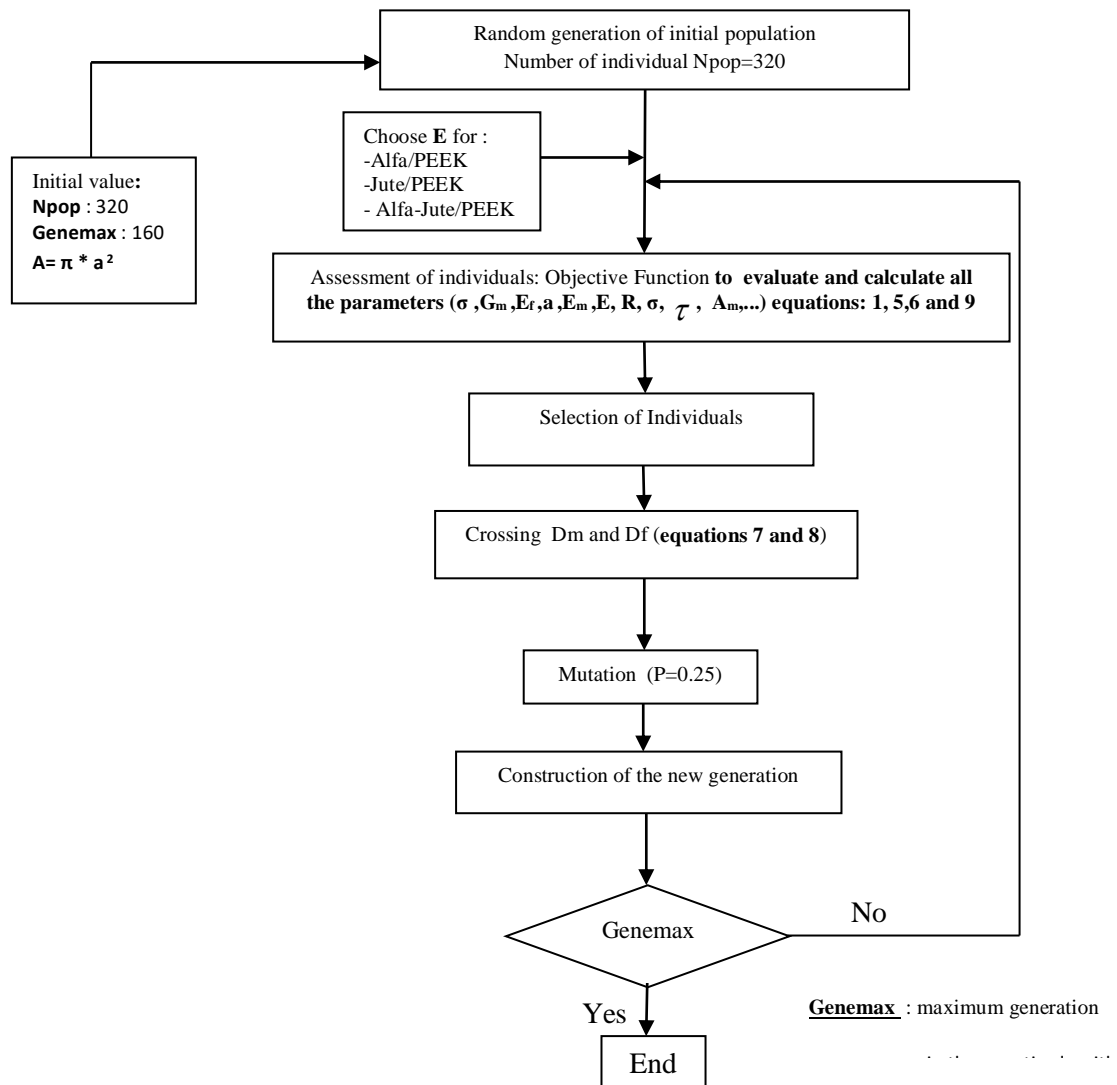


Figure III.11: L'organigramme de notre modèle génétique

Nous définissons ci-dessous les fonctions de croisement et de mutation de notre programme génétique :

Crossing function

```
function [enf1, enf2]=cross(p1,p2)
nbVar = length(p1);
enf1=[];
enf2=[];
a = rand;
enf1 = p1*a + p2*(1-a);
enf2 = p2*a + p1*(1-a);
return
```

Mutation function

```
function [enf1] = mutate(enf1,probMut)
bound=[10 1000];
[nbenf nbvr]=size(enf1);
df = bound(2) - bound(1);
for k=1:nbenf
a = rand;
if a < probMut
indiv = enf1(k,:);
mPoint = round(rand * nbenf);
if mPoint ~= 0
L=round(3*rand);
if L ~= 0
enf1(k,L) = bound(1)+ rand*df;
end
end
end
end
```

### III.5 Discussion et interprétation des résultats

Notre calcul a été réalisé sur trois types de matériaux biocomposite hybride et biocomposites Alfa/PEEK, Jute/PEEK et Alfa-Jute/PEEK. Nos résultats génétiques ont été présentés dans les figures par le nuage bleu ; les points bleus représentent les endommagements à l'interface fibre-matrice des trois matériaux biocomposite hybride et des biocomposites. Nous avons examiné la résistance de nos matériaux par l'application de différentes contraintes mécaniques de traction (90 N/m<sup>2</sup>, 115 N/m<sup>2</sup> et 140 N/m<sup>2</sup>) et ce à 0°C (contrainte thermique = 0), et nous avons observé l'évolution de l'endommagement à l'interface lorsque les contraintes thermiques varient entre 0 et 110 N/m<sup>2</sup>, nous avons observé une croissance rapide de l'endommagement à l'interface fibre-matrice pour les trois matériaux étudiés. Pour valider nos résultats, nous avons introduit le



paramètre non linéaire  $\beta$  dans notre algorithme. Les résultats ont été présentés par la courbe rouge dans toutes les figures en utilisant l'équation III.1. Les figures III.12, III.13, III.14, III.15, III.16, III.17, III.18, III.19 et III.20 montrent le niveau d'endommagement de l'interface pour les trois matériaux en fonction de la contrainte thermique.

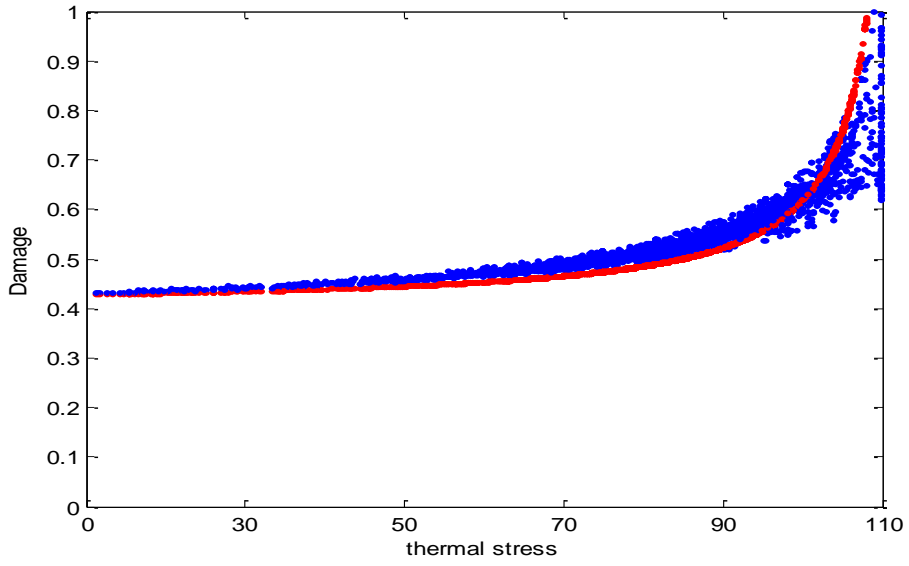
Dans le tableau III.3, nous avons présenté toutes les valeurs des paramètres physico-mécaniques utilisés dans notre programme de calcul.

**Tableau III.3** : les valeurs des paramètres physico-mécaniques utilisés dans notre programme de calcul.

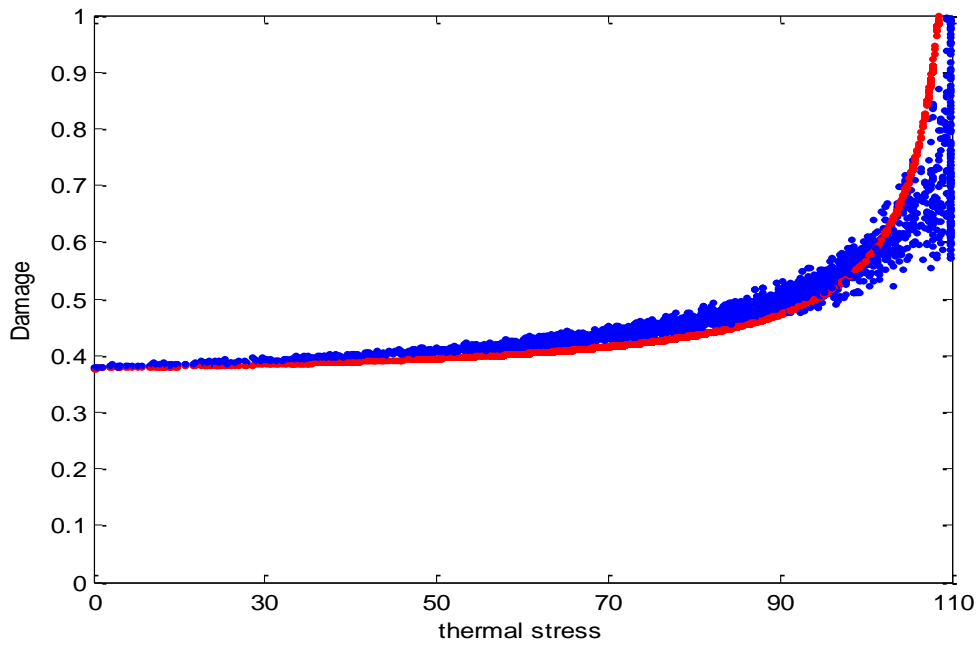
Matériaux	PEEK	Jute	Alfa
Module de Young (GPa)	3.6	26.5	12.7
Densité (g/cm <sup>3</sup> )	1.3	1.44	1.51
Diamètre (μm)	/	8.0	8.0
Longueur (mm)	/	20	20
Contrainte thermique	0-110	0-110	0-110
Contrainte de traction	90-140	90-140	90-140
Coefficient de dilatation thermique $\alpha_i$ (1/C°)	0.021*10 <sup>-5</sup>	1.9*10 <sup>-5</sup>	1.9*10 <sup>-5</sup>
Paramètres de Weibull : m	1.2	1.3	1.3
Distance entre fibres R (μm)		12	

### III.5.1 Jute / PEEK

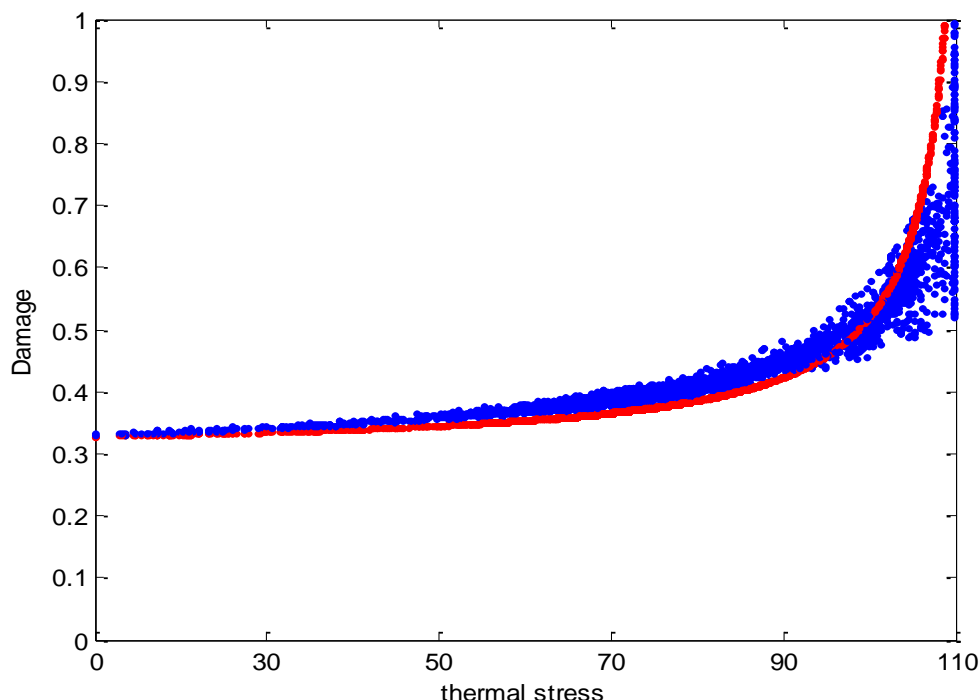
Les figures III.12, III.13 et III.14 montrent que l'endommagement "D" de l'interface commence à 0,325 pour  $\sigma=90$  N/m<sup>2</sup>, puis augmente jusqu'à une valeur maximale de 0,425 pour  $\sigma=140$  N/m<sup>2</sup> avant l'application du contrainte thermique, nous avons observé que lorsque la contrainte thermique augmente, l'endommagement de l'interface Jute/PEEK augmente et atteint son maximum de 0,7 pour une valeur de la contrainte thermique 95 N/m<sup>2</sup>. On peut également dire que l'augmentation de la contrainte thermique affecte et présente une forte dégradation de l'interface par rapport à la contrainte mécanique appliquée.



**Figure III.12:** L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour  $\sigma = 140 \text{ N/m}^2$



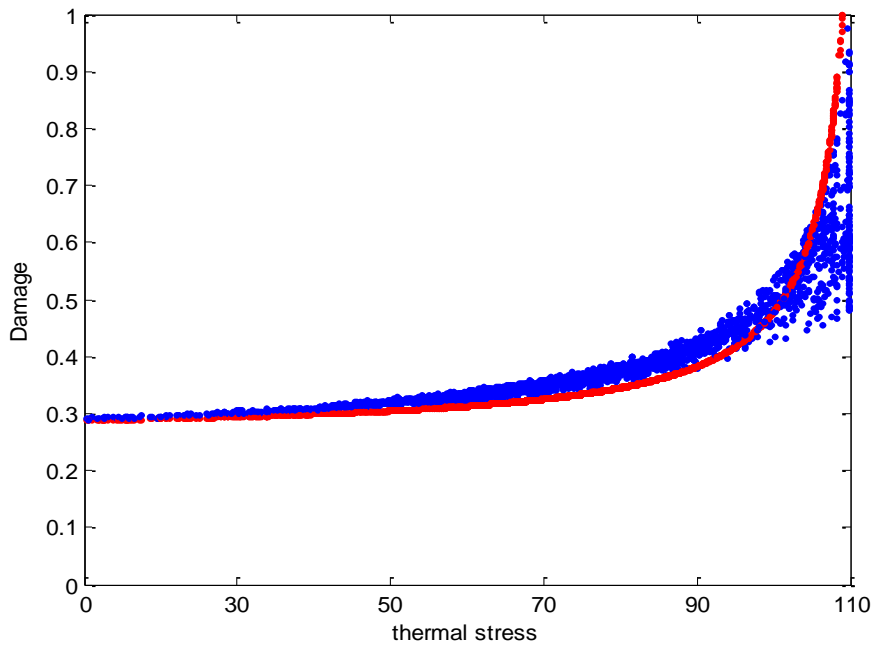
**Figure III.13 :** L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour  $\sigma = 115 \text{ N/m}^2$



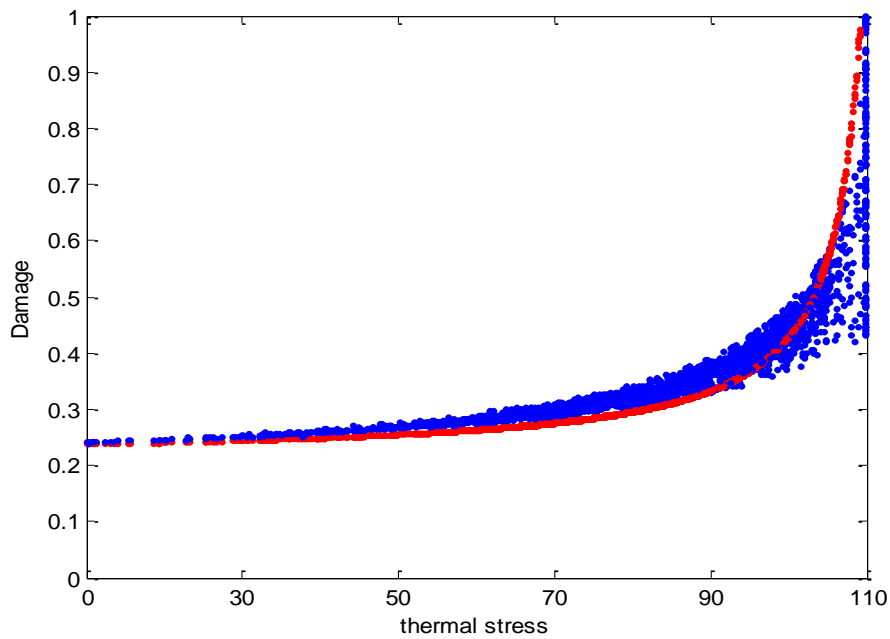
**Figure III.14.:** L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour  $\sigma = 90 \text{ N/m}^2$

### III.5.2 Alfa / PEEK

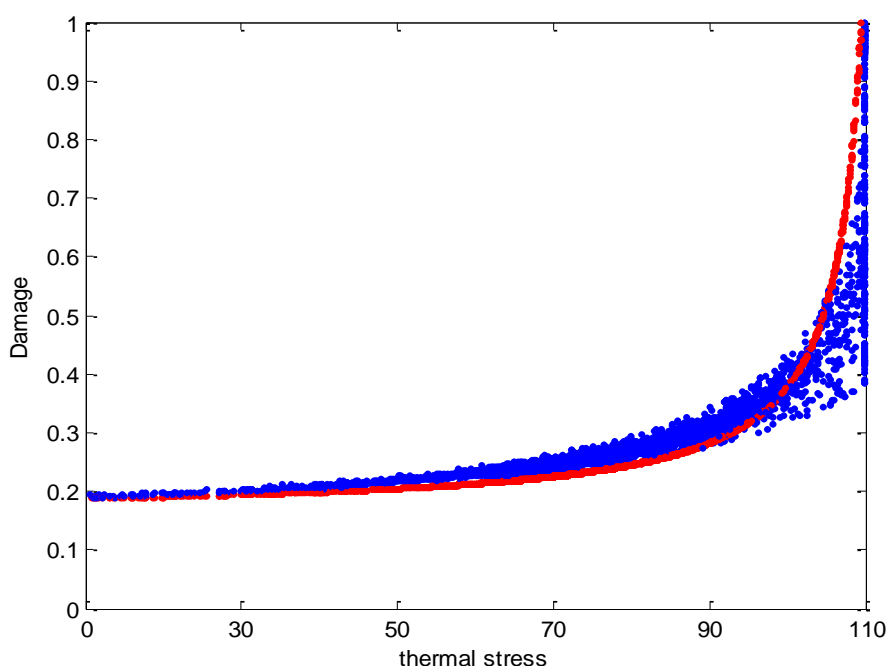
Les figures III.15, III.16 et III.17 montrent que l'endommagement "D" de l'interface commence à 0,2 pour  $\sigma = 90 \text{ N/m}^2$ , puis augmente jusqu'à une valeur maximale de 0,31 pour  $\sigma = 140 \text{ N/m}^2$  avant l'application de la contrainte thermique, nous avons observé que lorsque la contrainte thermique augmente, l'endommagement de l'interface Jute/PEEK augmente et atteint son maximum de 0,45 pour une valeur de la contrainte thermique de  $95 \text{ N/m}^2$ . On peut également dire que l'augmentation de la contrainte thermique affecte et présente une forte dégradation de l'interface par rapport à la contrainte mécanique appliquée. Les résultats montrent que l'interface Alfa/PEEK est plus résistante aux contraintes thermiques et mécaniques par rapport à l'interface Jute/PEEK.



**Figure III.15** : L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour  $\sigma = 140\text{N/m}^2$



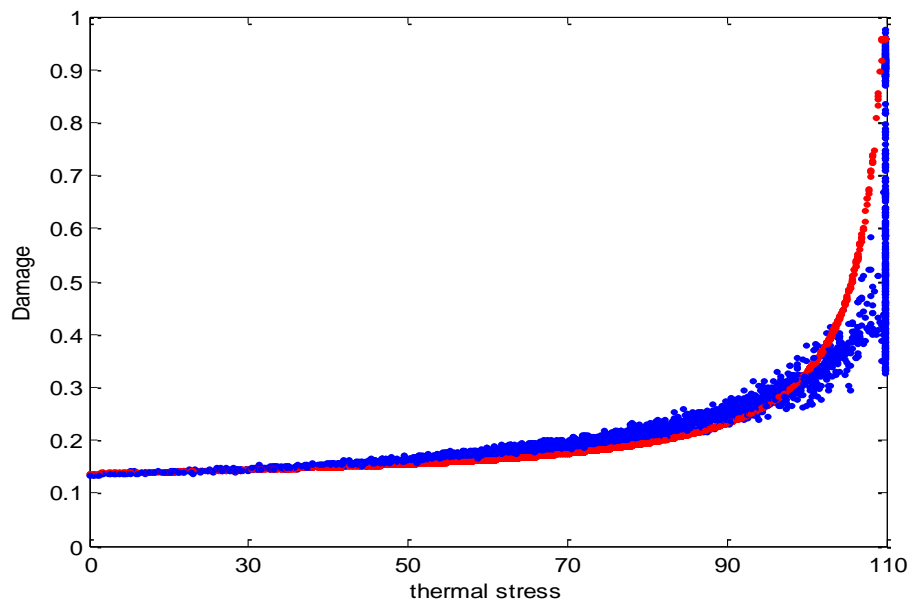
**Figure III.16**. L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour  $\sigma = 115\text{N/m}^2$



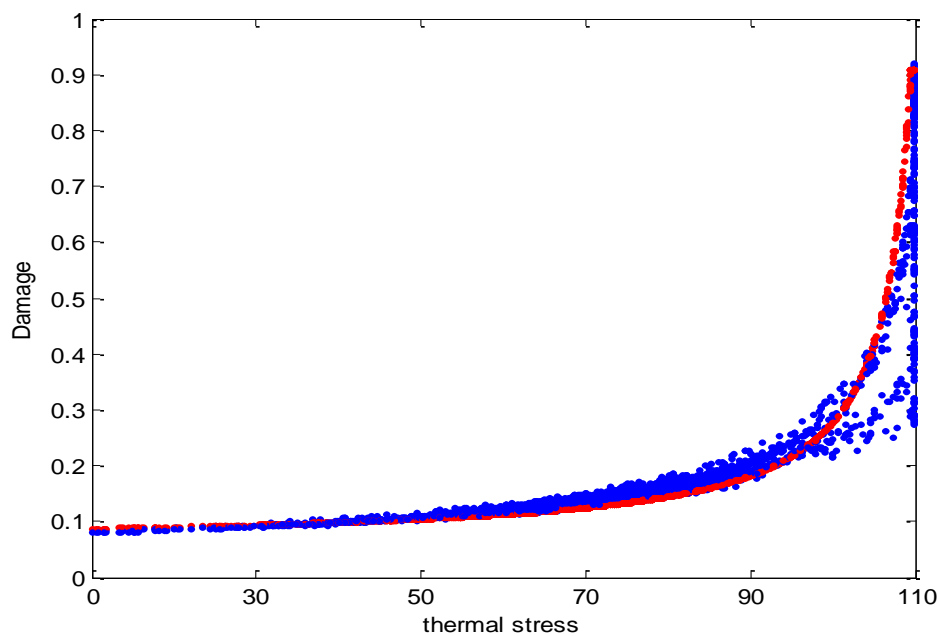
**Figure III.17:** L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour  $\sigma = 90 \text{ N/m}^2$

### III.5.3 Alfa-Jute / PEEK

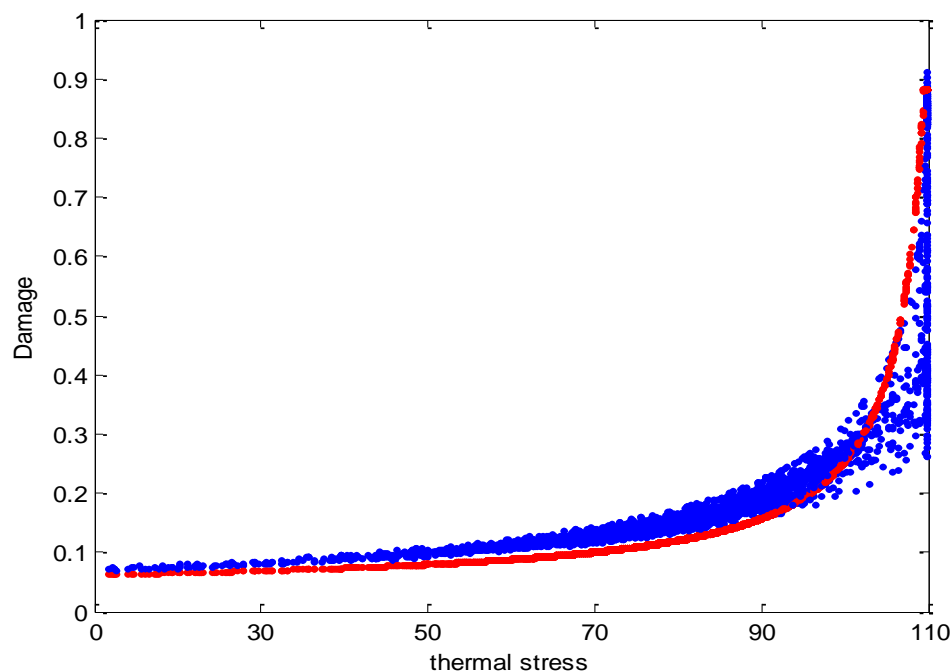
Les figures 18, 19 et 20 montrent que l'endommagement "D" de l'interface commence à 0,05 pour  $\sigma = 90 \text{ N/m}^2$ , puis augmente jusqu'à une valeur maximale de 0,125 pour  $\sigma = 140 \text{ N/m}^2$  avant l'application du contrainte thermique, nous avons observé que lorsque la contrainte thermique augmente, l'endommagement de l'interface Alfa-Jute/PEEK augmente et atteint son maximum de 0,21 pour une valeur de la contrainte thermique de 95  $\text{N/m}^2$ . On peut également dire que l'augmentation de la contrainte thermique affecte et présente une forte dégradation à l'interface par rapport à la contrainte mécanique appliquée. Les résultats montrent que les interfaces des biocomposites hybrides Alfa-Jute/PEEK sont plus résistantes aux contraintes thermiques et mécaniques par rapport aux matériaux biocomposites Jute/PEEK et alfa/PEEK. Nos résultats génétiques sont en très bon accord avec les résultats obtenus par la technique acoustique non linéaire, ses résultats ont été présentés par les courbes en rouge.



**Figure III.18** : L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour  $\sigma = 140\text{N/m}^2$



**Figure III.19** : L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour  $\sigma = 115\text{N/m}^2$



**Figure III.20:** L'influence de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface pour  $\sigma = 90\text{N/m}^2$

A notre connaissance, il n'existe pas de travaux théoriques ayant traité et discuté l'endommagement de l'interface fibre-matrice des trois matériaux biocomposite hybride et biocomposites, et afin de valider nos résultats, nous avons utilisé le modèle analytique de la technique acoustique non linéaire donné par équation III.1, les résultats de ce modèle ont été présentés par les courbes en couleur rouge. Ces résultats sont similaires et s'accordent très bien avec nos résultats trouvés par simulation génétique présentés par le nuage bleu. Le travail expérimental présenté par Antoine Le Duigou et al. à différentes échelles [14,22,23,65,66] et les travaux de Bodros et al [64] ont montré que l'utilisation de fibres naturelles améliore considérablement les propriétés mécaniques des matériaux composites et qu'elles ont également un très faible impact environnemental.

## Bibliographie

- [1] Fowler, Paul A., Hughes, J., Mark Elias., Robert M. (2006). Bio-composites: technology, environmental credentials and market forces, *Journal of the Science of Food and Agriculture*, 86 (12), 1781– 1789.
- [2] Samuel Ariadurai. (2013). Bio-Composites: Current Status and Future Trends. The Open University of Sri Lanka. Data, September 2013.
- [3] Arnaud Vogüé. (1927). Notes sur la culture et la production du Jute, *Revue de botanique appliquée et d'agriculture coloniale*, 1927, p. 15
- [4] Aouled, Med Ben Ali., Bencheikh, R., Vermeulen, B., Perwuelz, A., and Chaker, A. (2006). Réalisation d'un non-tissé à base de fibres végétales d'alfa, 2ème Congrès International de la Recherche Appliquée en Textile (Cirat 2) Monastir, Tunisie.
- [5] Michud, A., Giustini, B. (2009). Les fibres cellulosiques à usage textile. Mémoire, Cellule de veille technologique de Grenoble INP-Pagora, École internationale du papier, de la communication imprimée et des biomatériaux.
- [6] Feughelman, M. (1997). Mechanical properties of wool fibers & the two-phase model. *Mechanical Properties and Structure of Alpha-Keratin Fibers: Wool, Human and related fibers*, University of New South Wales Press, pp. 28-59.
- [7] Ben Brahim, S., Ben Cheikh, R. (2007). Influence of fiber orientation and volume fraction on the tensile properties of unidirectional Alfa-polyester composite, *Composites Science and Technology*, Volume 67, Issue 1.
- [8] Boughriet, R. (2009). Fibres végétales : de nouvelles applications prometteuses émergent. [www.Actu-Environnement.com](http://www.Actu-Environnement.com).
- [9] Casey, R, Grove,C. (1947). Fibers, *Journal of Industrial & Engineering Chemistry*, 39(10), pp.1213-1215.
- [10] Gourier C. (2016). Contribution à l'étude de matériaux biocomposites à matrice thermoplastique polyamide-11 et renforcés par des fibres Lin. Thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud.
- [11] Fuentes C. A., Tran L. Q. N., Van Hellemont M., Janssens V., Dupont-Gillain C., Van Vuure A. W., et al. (2013). Effect of physical adhesion on mechanical behaviour of bamboo fibre reinforced thermoplastic composites. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, Vol. 418, pp. 7-15.
- [12] Thomason J., Yang L. (2013). Temperature dependence of the interfacial shear strength in glass reinforced polypropylene and epoxy composites.
- [13] Marrot L., Bourmaud A., Bono P., Baley C. (2014). Multi-scale study of the adhesion between flax fibers and biobased thermoset matrices. *Materials & Design*, Vol. 62, 47-56.



- [14] Antoine Le Duigou ., Davies P., Baley C. (2010). Macroscopic analysis of interfacial properties of Flax/PLLA biocomposites. *Composites Science and Technology*, 70, 1612-1620.
- [15] Hodzic A., Kim J. K., Stachurski Z. H. (2001). Nano-indentation and nano-scratch of polymer/glass interfaces. II: model of interphases in water aged composite materials. *Polymer*, Vol. 42, pp. 5701-5710.
- [16] Lee S.H., Wang S., Pharr G. M., Xu H. (2007). Evaluation of interphase properties in a cellulose fiber reinforced polypropylene composite by nanoindentation and finite element analysis. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 38, pp. 1517-1524.
- [17] Stamboulis A., Baillie C., Schulz E. (1999). Interfacial characterisation of flax fibre-thermoplastic polymer composites by the pull-out test. *Die Angewandte Makromolekulare Chemie*, Vol. 272, pp. 117-120.
- [18] Yang L., Thomason J. L. (2012). Development and application of micromechanical techniques for characterising interfacial shear strength in fibre-thermoplastic composites. *Polymer Testing*, Vol. 31, pp. 895-903.
- [19] Joffe R., Andersons J., Wallström L. (2003). Strength and adhesion characteristics of elementary flax fibres with different surface treatments". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 34, pp. 603-612.
- [20] Huber T., Müssig J. (2008). Fibre matrix adhesion of natural fibres cotton, flax and hemp in polymeric matrices analyzed with the single fibre fragmentation test. *Composite Interfaces*, Vol. 15, pp. 335-349.
- [21] Awal A., Cescutti G., Ghosh S. B., Müssig J. (2011). Interfacial studies of natural fibre/polypropylene composites using single fibre fragmentation test (SFFT). *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 42, pp. 50-56.
- [22] Antoine Le Duigou., Baley C., Grohens Y., Davies P., Cognard J.-Y., Créach'cadec R., et al. (2014). A multi-scale study of the interface between natural fibres and a biopolymer. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 65, pp. 161-168.
- [23] Antoine Le Duigou., Kervoelen A., Le Grand A., Nardin M., Baley C. (2014). Interfacial properties of flax fibre–epoxy resin systems: Existence of a complex interphase". *Composites Science and Technology*, Vol. 100, pp. 152-157.
- [24] Netravali A., Stone D., Ruoff S., Topoleski L. (1989). Continuous micro-indenter push-through technique for measuring interfacial shear strength of fiber composites. *Composites science and technology*, Vol. 34, pp. 289-303.
- [25] Zhandarov S., Mäder E. (2005). Characterization of fiber/matrix interface strength: applicability of different tests, approaches and parameters. *Composites Science and Technology*, Vol. 65, pp. 149-160.

- [26] Baxevanakis, C.(1994). Statistical behavior of laminated composites at failure. Thèse, Ecole des Mines de Paris.
- [27] Harlow, D.G., Phoenix, S.L. (1978). The chain of bundles probability model for the strength of fibrous materials 1: analysis and conjectures. *Journal of composite Materials*, 12, 195-213.
- [28] Scop, P.M., Argon, A.S. (1967). Statistical theory of strength of laminated composites. *Journal of Composite Materials*, 1, 92–99.
- [29] Weibull, W. (1939). A statistical theory of the strength of materials. *Royal Swedish Academy of English Science Proceedings*, 151, 1–45.
- [30] Mokaddem, A., Alami, M.,& Boutaous, A.(2012). A study by a genetic algorithm for optimizing the arrangement of the fibers on the damage to the fiber–matrix interface of a composite material. *The Journal of The Textile Institute*. Vol. 103, No. 12, 1376–1382.
- [31] Antoine Chateauminois (2000). Cours Matériaux Composites: description microstructured'uncomposite.  
<https://fr.scribd.com/document/215287303/Microstructure>.
- [32] Mokaddem, A., Alami, M., Temimi, L., & Boutaous, A.(2012). Effect of heat stress on the damage of the fibre matrix interface of a composite material (T300/914) by a genetic algorithm. *Fibres & Textiles in Eastern Europe*, 20(6), 98–101.
- [33] Jérémie Aucher. (2009). Etude comparative du comportement composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable. Autre. INSA de Rouen. Français. <NNT : 2009ISAM0012>.
- [34] Borgna T, (2017). Etude des propriétés de composite à matrice thermoplastique thermostable au delà de leur température de transition vitreuse. Thèse de doctorat à l'Université de Pau et des Pays de l'Adour. P196.
- [35] Red C. (2014). The outlook for thermoplastics in aerospace composites, 2014-2023 *High-performance Composites*, p. 54-63.
- [36] Chevalier, N. (2008). Projet TOUPIE cahier des charges matériau et sélection matériau, rapport n°DITT-08-0248.
- [37] Walther, B.M. (1998). An Investigation of the Tensile Strength and Stiffness of Unidirectional Polymer-Matrix, Carbon-Fiber Composites under the Influence of Elevated Temperatures, in: Master's Thesis in Engineering Science and Mechanics, Virginia Polytechnic Institute and State University.
- [38] Mohamed, Dallel. (2012). Evaluation du potentiel textile des fibres d'Alfa (Stipa Tenacissima L.) caractérisation physico-chimique de la fibre au fil. Thèse de Doctorat. Université de Haute Alsac e-Mulhouse.

- [39] Hinrichsena A.C. K. G., (1991). Processing and Characterization of Jute Fiber Reinforced Thermoplastic Polymers. *Polym. Plast. Technol. Eng*, 30, 5–6
- [40] Muthu S. S., M. Gardetti, (2016). *Sustainable Fibres for Fashion Industry*, N°2. V.103 Springer Singapore.
- [41] Hassan A. B. S. K. Sreenath Vina W. Yang, Mahendra M. Gharia, and Thomas W. Jeffries. (1996). Enzymatic Polishing of Jute/Cotton Blended Fabrics. *J.Ferment. Bioengineering*, vol. 81, no. 1
- [42] Behera A. K., S. Avancha, R. K. Basak, R. Sen, and B. Adhikari, (2012). Fabrication and characterizations of biodegradable jute reinforced soy based green composites. *Carbohydr. Polym.*, vol. 88, no. 1, pp. 329–335.
- [43] Richard C. (2018) Caractérisation chimique des fibres d'asclépiade et l'effet de différents traitements sur son comportement. SCA 730 Activité de recherche à l'Université de Sherbrooke, faculté de génie mécanique. P112
- [44] Jabbar A, Militký J, Wiener J, MadhukarKale B, Ali U, Rwawiire S, (2017). Nanocellulose coated woven jute/green epoxy composites: Characterization of mechanical and dynamic mechanical behavior. *Composite Structures*. Volume 161, 1. Pages 340-349
- [45] Taj,S., Munawar, M., Ali and Khan,S. (2007). Natural fiber-reinforced polymer composites. *Proceedings of Pakistan Academy of Sciences*, Vol 44(2).
- [46] Paiva, M.C., Ammar, I., Campos A.R., Cheikh, R.B.and Cunha, A.M. (2006). Alfa fibres: Mechanical, morphological and interfacial characterization. *Composites Science and Technology*, Vol 67, pp.1132-1138.
- [47] Atig, K., Mokaddem, A., Meskine, M., Doumi, B., Belkheir, M., Elkeurti, M. (2019). Using Genetic Algorithms to study the Effect of Cellulose Fibers Ratio on the Fiber-Matrix InterfaceDamage of Biocomposite Materials. *Current Materials Science*. 12(1), 83-90.
- [48] Johnson P.A, McCall K.R. (1994). Observation and Implications of Nonlinear Elastic Wave Response in Rock., *Geophysical Research Letters*.21,165.00557897>
- [49] Moussatov, A., Castagnède, B., Gusev, V. (2001). Observation of nonlinear interaction of acoustic waves in granular materials : demodulation process, *Phys. Lett. A*. 283,216-223.
- [50] Nagy, P.B. (1998). Fatigue damage assesment by nonlinear ultrasonic material characterization. *Ultrasonics*, 36,375.
- [51] El Guerjouma, R., Faiz, A., Godin, N., Bentahar, M., Baboux, J. C. (2002). Linear and non linear ultrasonics for material damage evaluation and health monitoring., *Matériaux et Techniques*,48, 2002

- [52] Van Den Abeele. K.E. (1996). Elastic Pulsed Wave Propagation in media with second or higher-order nonlinearity. Part I. Theoretical framework., J. Acoust. Soc. 99, 6.
- [53] Van Den Abeele K., Johnson P.A. (1996). Elastic Pulsed Wave Propagation in media with second or higher-order nonlinearity. Part II. Simulation of Experimental Measurement on Berea Sandstone., J. Acoust. Soc. 99, 6.
- [54] Zheng Y, Maev R.G, Solodov I. Y., (1999) Nonlinear acoustic applications for materials characterization, Can. J. Phys., vol.77, pp.927-967.
- [55] Ostrovsky L. A., Johnson P. A. (2001), Dynamic nonlinear elasticity of geomaterial, Rivista del Nuovo Cimento, vol.24, pp.1-46.
- [56] Nazarov V.E., Ostrovsky L. A., Soustova I. A., Sutin A., (1998). Nonlinear acoustics of micro-inhomogeneous media, Phys. Earth Planet Inter., vol.50, pp.65-73.
- [57] Bruneau M, Potel C. (2006) Matériaux et Acoustique 2, ch.2, Hermès Science Publication, Lavoisier,
- [58] Granato A. V., Luke K. (1966). The vibrating string model of dislocation damping, Phys. Acoustics, Principles and Methods, vol.4, part A, Academic Press, New York, 120.
- [59] Nowick A. S. (1950). Variation of amplitude-dependent interval friction in single crystal copper with frequency and temperature, Physical Review, vol.80, pp.249-257.
- [60] Marec A. (2008). Contrôle de santé des matériaux hétérogènes par émission acoustique et acoustique non linéaire: Discrimination des mécanismes d'endommagement et estimation de la durée de vie restante. Thèse de doctorat à l'école Doctorale de l'Université du Maine. Le Mans, France P138.
- [61] Baccouche. Y. (2013). Caractérisation non linéaire de l'endommagement des matériaux composites par ondes guides. Université du Maine, 2013. Français. NNT : 2013. LEMA1011
- [62] Lebrun, G. A. (1996). Comportement thermomécanique et durée de vie de composites à matrice céramique : théorie et expérience, Thèse de Doctorat n° 1606, Université de Bordeaux.
- [63] Cox H.L. (1952). The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. British journal of applied physics, 12, 72–79.
- [64] Bodros, E et al. (2007). Could biopolymers reinforced by randomly scattered flax fibre be used in structural applications? Comp Sci & Technol, 67(3-4), 462-470.
- [65] Antoine Le Duigou., et al. (2008). Effect of recycling on mechanical behaviour of biocompostable flax/poly (l-lactide) composites. Comp. Part A, 39(9), 1471-1478.

[66] Antoine Le Duigou, Peter Davies, Christophe Baley. (2009). Etude de la liaison interfaciale fibre de lin/acide poly (L-lactique) = Study of interfacial bonding of Flax fibre/Poly (L-lactide). JNC 16, Toulouse, France. AMAC. <hal-00388871>

---

---

# Conclusion générale & perspectives

---

---

### Conclusion générale:

Les fibres naturelles ont réussi à remplacer les fibres synthétiques puisqu'elles possèdent des densités relativement basses, elles ont de faibles coûts, de bonnes propriétés mécaniques et proviennent de ressources renouvelables et abondantes. A noter que les mêmes techniques classiques de conception et de fabrication peuvent être utilisées pour la mise en œuvre des composites à base de fibres naturelles. Ces avantages ont poussé les chercheurs et les industriels à s'intéresser massivement aux matériaux composites fabriqués à base des fibres naturelles. Cependant, les problèmes de compatibilité entre les fibres lignocellulosiques et les matrices de type thermoplastiques limitent le transfert de charge entre la fibre et matrice. Cette liaison interfaciale qui ne se forme que lors de la conception de matériaux composites est complexe et difficile à contrôler.

Peu d'études décrivent les propriétés de la zone interfaciale des composites à base des fibres végétales alors que l'amélioration des performances mécaniques nécessite une meilleure compréhension de cette partie sensible des matériaux composites. Le comportement de l'interface fibre-matrice est très complexe et les tests expérimentaux sont très coûteux pour déterminer la meilleure interface. Donc, Il est nécessaire de comprendre en détail le comportement mécanique de l'interface afin de fournir aux expérimentateurs une base de données théorique riche et efficace.

Dans ce travail théorique, nous avons étudié l'influence des contraintes thermiques et mécaniques sur l'endommagement de l'interface fibre-matrice des trois matériaux biocomposite hybride et biocomposites (Alfa-Jute/PEEK, Jute/PEEK, et Alfa/PEEK). Les résultats de notre simulation génétique montrent que le biocomposite hybride Alfa-Jute/PEEK est plus résistant aux contraintes mécaniques et thermiques comparant avec les deux autres matériaux biocomposites, et que le matériau biocomposite Alfa/PEEK est beaucoup plus résistant aux mêmes contraintes appliquées et avec la même fraction volumique que le biocomposite Jute / PEEK et cela est dû principalement au fait que la fibre d'alfa contient d'hémicellulose et de lignine deux fois plus que la fibre de jute. Nos

## Conclusion générale & perspectives

---

résultats génétiques sont en très bon accord avec les résultats obtenus par la technique acoustique non linéaire et aussi en bon accord avec le comportement réel des trois matériaux ainsi que les résultats obtenus dans notre modélisation sont en bon accord avec les résultats expérimentaux trouvés par Antoine Le Duigou et al. et Bodros et al. qui ont montré que les biocomposites ont de meilleures propriétés physiques et mécaniques et sont plus résistants que les matériaux composites et qu'ils ont également un très faible impact environnemental.

En perspective, il sera utile d'étudier l'effet d'humidité sur le comportement de l'interface des dit matériaux en utilisant des essais micromécaniques basés sur le transfert de charge entre la fibre et la matrice, l'endommagement de cette zone peut être caractérisé et quantifié par la résistance au cisaillement interfacial (IFSS) tel que l'essai de fragmentation, le test de la goutte, le test de pull-out et la micro-indentation sur une fibre unitaire.



---

---

# Publication

---

---



## Study and modeling of thermomechanical properties of jute and Alfa fiber-reinforced polymer matrix hybrid biocomposite materials

Benabdellah Benyamina<sup>1,2</sup> · Allel Mokaddem<sup>3</sup> · Bendouma Doumi<sup>1,3</sup> · Mohammed Belkheir<sup>3</sup> · Mohammed Elkeurti<sup>2</sup>

Received: 24 July 2019 / Revised: 16 March 2020 / Accepted: 23 March 2020 / Published online: 2 April 2020  
© Springer-Verlag GmbH Germany, part of Springer Nature 2020

### Abstract

In this paper, we have investigated and studied the effect of thermal stress on the fiber–matrix interface damage of three new hybrid biocomposite and biocomposite materials. Our genetic simulation based on Weibull probabilistic models showed that the jute–Alfa/PEEK (PEEK: thermoplastic matrix—polyetheretherketone) hybrid biocomposite material is more resistant to the mechanical and thermal stress applied comparing with the other biocomposites such as jute/PEEK and Alfa/PEEK with the same volume fraction used in our genetic model. Our results also show that natural fibers improve the physical properties of biocomposite materials, especially hybrid biocomposite materials. This finding is similar to that found by Antoine Le Duigou et al. where they have shown experimentally that the natural reinforcements greatly improve the properties of composite materials and also they have a very low environmental impact.

**Keywords** Jute · Alfa · Damage · Interface · Biocomposite · PEEK · Thermal stress · Genetic algorithm

---

✉ Allel Mokaddem  
mokaddem.allel@gmail.com

✉ Bendouma Doumi  
bdoumi@yahoo.fr

<sup>1</sup> Physics Department, Faculty of Science, University Dr. Tahar Moulay of Saida, Saida, Algeria

<sup>2</sup> Laboratory of Physico-Chemical Studies, University of Saida, 20000 Saida, Algeria

<sup>3</sup> Laboratoire d'Instrumentation et Matériaux Avancés, Centre Universitaire Nour Bachir El-Bayadh, BP 900 route Aflou, 32000 El Bayadh, Algeria

## Introduction

A composite material consists of at least two components, a reinforcement and matrix. The composite materials are light and resistant compared to traditional materials. Biocomposite materials based on natural fibers have better physical properties compared to composite materials and respond favorably to environmental requirements due to their biodegradability and recycling characteristics.

The biocomposites are composite materials which comprise one or more phases from a biological origin [1, 2]. The reinforcing phase in most cases is derived from plant fibers in crops such as cotton, flax, or hemp, or from recycled wood, waste paper, crop-processing by-products, or regenerated cellulose fibers such as sisal, starch, and viscose/rayon. The matrix phase within a biocomposite may often take the form of a natural polymer, possibly derived from vegetable oils or starches. More commonly, however, synthetic fossil-derived polymers (recycled thermoplastics) act as the matrices [2]; among the natural fibers, we find the fiber Alfa and the jute fiber. The jute fiber is obtained from the bark of the jute. It is long, soft, and brilliant and is used among other things to make jute bags or as geotextile. The word jute refers to both the fibers and the plant from which they come [3].

The Alfa fiber (Fig. 1) is the Arabic name of the plant *stipa tenacissima*. It is a typical Mediterranean perennial; it grows in clumps of about 1 to 1.20 m high, thus forming large layers. It is widely distributed and grows spontaneously in arid and semiarid regions in northwestern Africa and southern Spain [4–7].

The stem of this plant is used in the industry of ropes and carpets. Also, the fiber of this plant is mainly used in the production of paper, in composites and nonwovens.

In Algeria, large Alfa requirements are destined for paper mills and estimated at 200,000 tons/year and national production amounts to 70,000 tons/year [8, 9].



Fig. 1 Illustration of the plant of Alfa in the raw state

In general, the tensile mechanical properties of technical Alfa approach those of jute, flax, hemp, and sisal [4–6].

The properties of composite and biocomposite materials are not limited to those of fiber and matrix but also take into account the quality of the fiber–matrix interface. Indeed, this interface has a vital role in transmitting the forces between the fibers and the matrix during a mechanical stress; if this interfacial adhesion is very strong at the microscopic scale, we will have a composite material with very important and interesting mechanical characteristics [10].

This interface initially depends on the wettability, when the melted matrix and the fiber are brought into contact, but also on the adhesion once the fiber–matrix system is in the solid state. For composite materials, the fiber–matrix adhesion with thermosetting resins is essentially by chemical bonds, whereas the adhesion phenomenon with a thermoplastic matrix appears mainly through to the physical interactions [10–12].

The adhesion is the parameter that characterizes the quality of the fiber–matrix interface at the solid scale (damaged and undamaged interface). The multiscale studies (folds and REV: representative elementary volume) have been made on plant fiber composites associated with epoxy, bio-epoxy, and polyester resin [10, 13], but also thermoplastic polymers of PLA [10, 14]. Many techniques exist to measure it at different scales [10, 15, 16]. The microscopic tests directly measure the shear strength of the interfacial shear strength (IFSS). The microscopic analysis has the advantage of directly evaluating the damage of the fiber–matrix interface. Several micromechanical techniques for the determination of interfacial shear stress exist, but they are very expensive:

1. The loosening of a fiber from a matrix pad [10, 17, 18]
2. The fragmentation of a unit fiber [10, 19–21]
3. Matrix microdrop dropout [22, 23]
4. Micro-indentation (push-out) [10, 24, 25].

Few studies describe the properties of the interfacial zone of biocomposites, while the improvement in mechanical performance requires a better understanding of this area [14, 22, 23]. The behavior of the fiber–matrix interface is very complex, and experimental tests are very expensive to determine the resistance interface and therefore a resistant material. It is necessary to provide a numerical model to understand the mechanical behavior of the interface in as much detail as possible in order to provide the experimenters with a very rich theoretical database. In our knowledge, there are no theoretical works which have treated and discussed the fiber–matrix interface damage of hybrid biocomposite jute–Alfa/PEEK and biocomposite materials jute/PEEK and Alfa/PEEK. In this context, our contribution consists in developing a numerical model based on genetic approach to study the effect of thermal stress on the fiber–matrix interface damage of three new hybrid biocomposite jute–Alfa/PEEK and biocomposite materials jute/PEEK and Alfa/PEEK. To determine the damage to the interface, we have used an analytical model based on Weibull probability formalism (fiber and

matrix damage) [26–30]. The objective function of our algorithm was based on the Cox mathematical model and Lebrun equation. The distance between fibers was determined by the concept of volume and mass fraction of reinforcement presented by Antoine [31, 32].

## The characteristics of the materials used

### The matrix PEEK

Given the wide range of thermoplastics, amorphous or semicrystalline, the choice of resin is made by eliminating the matrices that do not correspond to the specifications (Table 1). Indeed, to be used in a civil aircraft nacelle environment, they must meet the following specifications [33]:

- Maximum operating temperature greater than or equal to 120 °C
- Good mechanical properties (tensile modulus greater than 2 GPa, tensile strength greater than 100 MPa)
- Density less than 1.5
- Compatibility of the carbon reinforcement (thermal expansion of the matrix as low as possible to be close to that of carbon and thus avoid the formation of internal stress)
- Resistance to the environment: good resistance to wet aging, aeronautical fluids (solvents, kerosene, hydraulic fluid, etc.)
- Use of the PEEK matrix: semicrystalline thermoplastic.

Polyetheretherketone (PEEK) is a so-called thermostable thermoplastic polymer. Its macromolecular skeleton consists of benzene rings and ketone bonds (Fig. 2) which give it an excellent resistance to both thermal and chemical aggression (Fig. 2) [34].

Figure 3 shows the normalized density resistance for the thermosetting and thermoplastic matrices most used in the design of aeronautical parts based on their mass cost. It emerges that a thermoplastic, in particular the thermoplastic PEEK, could be an alternative solution for the manufacture of composite parts, in particular for aeronautical applications at high temperatures [34].

## Fibers

### Alfa fibers

The Alfa is well known for papermaking applications as a noble raw material; however, it is not known in textile applications, except for the realization of handicrafts for which the strands are used without treatment. It has also been a source of inspiration for making green composites (for orthopedic prosthesis

**Table 1** The physical characteristics of the PEEK matrix [33, 36, 37]

Matrix	$T^{\circ}$ max temperature use ( $^{\circ}\text{C}$ )	$\sigma$ breaking (MPa)	Young's modulus (GPa)	Density ( $\text{g}/\text{cm}^3$ )	Glass transition temperature $T_g$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	$T_f$ melting temperature ( $^{\circ}\text{C}$ )
PEEK	240	120–140	3.6	1.3	143	343

Fig. 2 The PEEK monomer

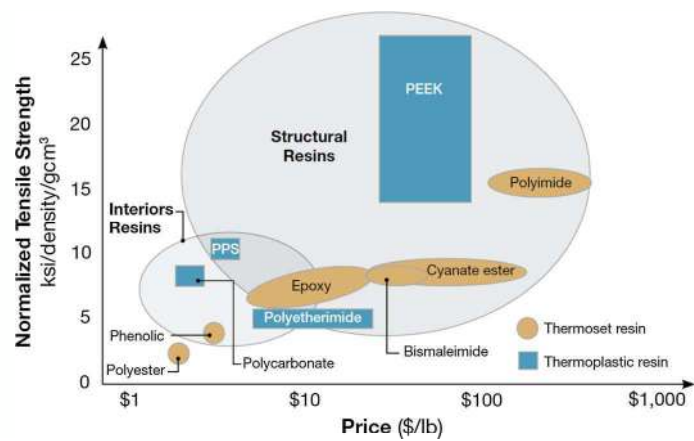
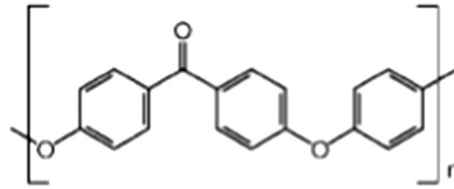


Fig. 3 Cost-effective mechanical resistance for large families of polymer matrices [34, 35]

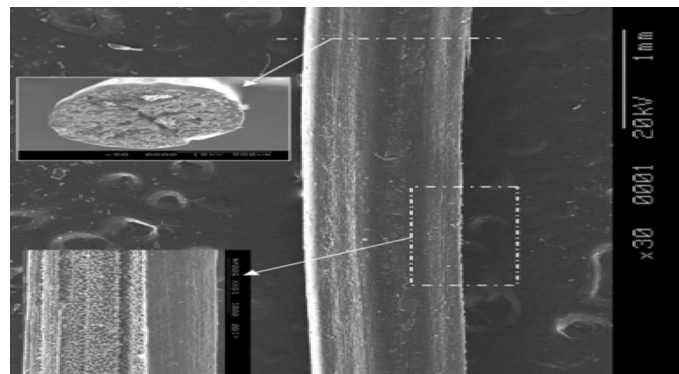


Fig. 4 SEM picture of untreated Alfa stem [38]

application) and has been used in combination with other natural fibers such as wool in the manufacture of nonwovens, but never for textile applications properly [4, 7, 38].

Figure 4 shows a SEM image of an untreated Alfa stem [38].

Figure 5 presents a SEM image of a facies of fracture of an Alfa fiber after a tensile test [38].

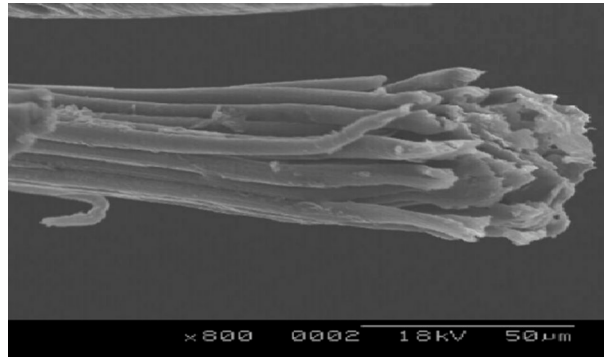


Fig. 5 SEM picture of a fracture facies of an Alfa fiber after a tensile test [38]

### Jute fiber

The jute fiber is derived from the stem of the plant (*Corchorus capsularis* and *Corchorus olitorius*). It is mainly found in the humid tropics, and its production is in China (35,500 t, FAO 2014) and especially in India (1,940,000 t, FAO 2014) and Bangladesh (1,391,000 t, FAO 2014). This production makes it the second most important fiber produced after cotton. It is composed of 61–72% cellulose, 13.6–20% hemicellulose, and 11.8–13% lignin, and its mechanical properties are comparable to those of hemp. In addition, its fibers are long, 4 m, but provided with nodes. The fibrils possess a diameter of between 40 and 80  $\mu\text{m}$  and an irregular lumen [39]. The coarser fibers are used as strings, wrapping, and carpets, where these fibers can compete with polypropylene [40], while the finer fibers can be mixed with wool, cotton [41], or other natural fibers to form fabrics; its moisture-absorbing capacity is an advantage. Jute is found in geotextile coatings as a source of raw materials in the paper industry. Jute fiber is also used in combination with soy protein for biodegradable composites [42, 43].

Figure 6 shows the SEM images of jute fibers (a) untreated, (b) alkali-treated, (c) bleached, (d) milled, (e) and (f) hydrolyzed with acid [44].

In our study, we used two types of natural reinforcements—Alfa and jute fibers—whose characteristics are mentioned in Table 2.

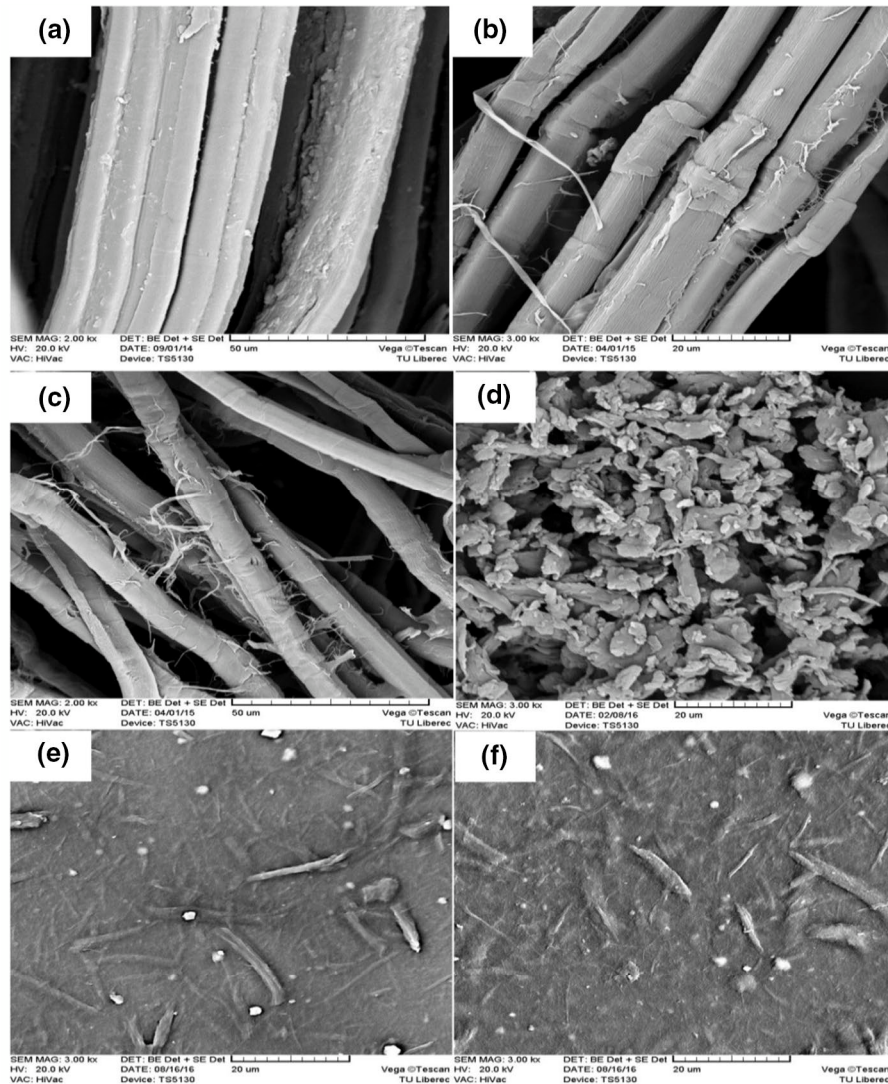
## Mathematical models

### The nonlinear acoustic technique

The classical nonlinear acoustic behavior of materials is commonly described by the addition of a nonlinear term  $\beta$  in Hooke's law, which is written as

$$\sigma = E\varepsilon(1 + \beta\varepsilon) \quad (1)$$





**Fig. 6** SEM images of jute fibers **a** untreated, **b** alkali-treated, **c** bleached, **d** milled, **e** and **f** acid-hydrolyzed. “Reprinted with permission from Elsevier/Springer” [44]

In the last relation,  $\sigma$  and  $\epsilon$  are the stress and strain, respectively [47–51],  $E$  is the Young’s modulus, and  $\beta$  is the parameter of nonlinearity. If  $\beta=0$ , we say that the material is homogeneous.  $E$  and  $\beta$  can be determined from acoustic measurements [52, 53]. The Young’s modulus  $E$  is obtained by determining the rates of longitudinal and transverse propagation. The harmonic generation method is based on the distortion of a sine wave of a high intensity through a given material or medium. When the material does not exhibit heterogeneity, different areas excited by the ultrasonic agitation vibrate at the same speed, the ultrasonic wave

**Table 2** The physical properties of the fibers used [38, 45, 46]

Fibers	Density (g/cm <sup>3</sup> )	Length (mm)	Diameter (μm)	Cellulose (%)	Hemicellulose (%)	Lignin (%)	Maximum deformation in tension (%)	Young's modulus (GPa)	Absorption humidity (%)
Alfa	1.51	0.6–14	5–10	45	24	24	1–4	12.7	12
Jute	1.44	2.5	20	61.1–71.5	13.6–20.4	11.8–13	1.5–1.8	26.5	12

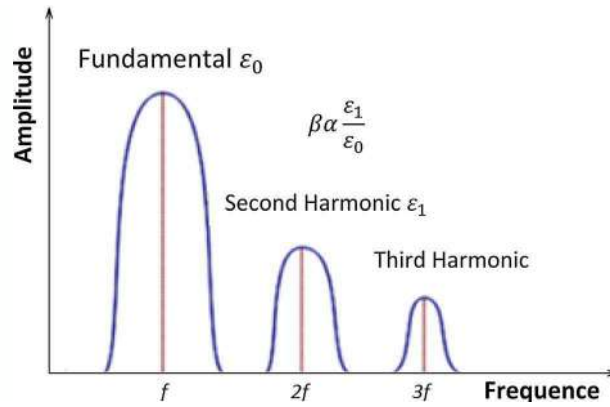


Fig. 7 Fourier spectrum of the received signal for nonlinear parameter determination

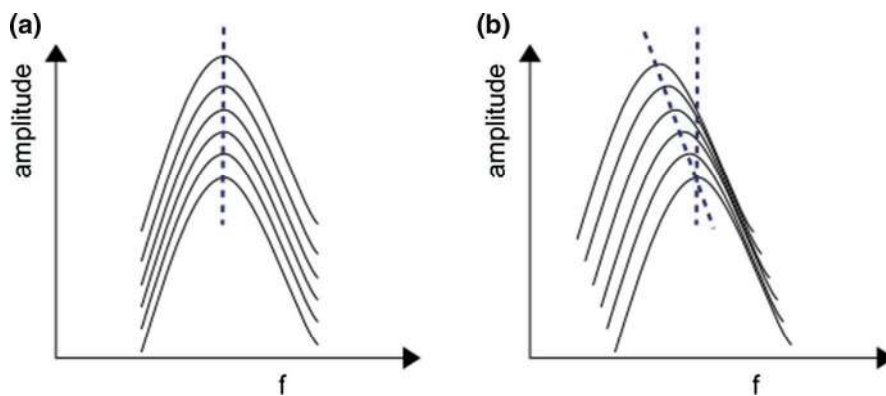
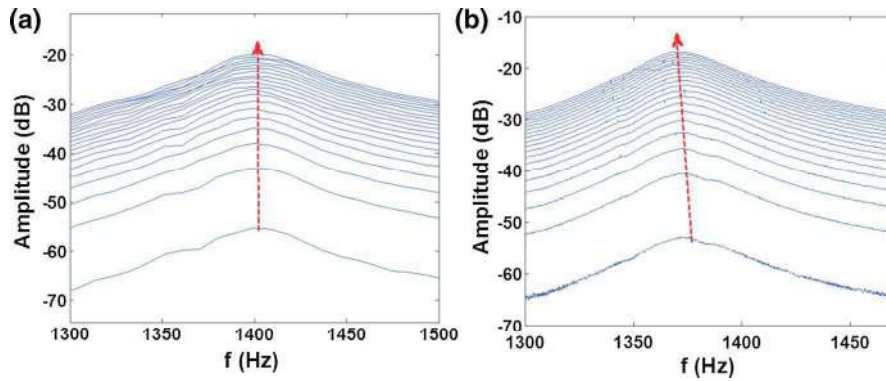


Fig. 8 Representation of the evolution of a resonance as a function of the excitation amplitude in an intact material **a** and damaged material **b** [60]

is then subjected to any perturbation and its shape is the same that is to say sinusoidal. The presence of heterogeneity in the medium is observed at the source of the local increase or decrease of the density and the modulus during compression or expansion respectively [52, 53]. This results in the change in the wave shape of the spectral content (FFT) (Fig. 7). As a result, the received wave is not sinusoidal but contains harmonics.

The resonance method (Figs. 8 and 9) consists in the resonance frequency shift and the modification of the quality factor of vibrating “bars” with the increase in the excitation amplitude [54–56]. The offset of the resonance frequency and the decrease in the quality factor are proportional to the amplitude of the wave. These observations were attributed to a hysteretic nonlinearity [57–59]



**Fig. 9** Resonance spectra corresponding to a 2.5-mm-thick polymer matrix base in the intact state **a** and in the damaged state **b** (the resonance frequency of the damaged state is typically around 1380 Hz) [61]

### Volume and mass fraction of reinforcement

In a composite, we write  $V_f + V_m + V_v = 1$ , where the subscripts f, m, and v relate, respectively, to the fibers, matrix, and porosity. In practice,  $V_f$  and  $V_v$  are mainly conditioned by the nature of the reinforcement, the matrix, and the method of implementation. The orders of magnitude are common [31]:

$$0.3 < V_f < 0.65$$

$$0.001 < V_v < 0.1$$

$$W_i = \frac{W_i}{W_c} \tag{2}$$

where  $W_i$  is the weight of component  $i$  and  $W_c$  is the total weight of the composite.

$$\sum_{i=1}^N W_i = 1 \tag{3}$$

The mass of the constituents of the composite is given by

$$W_c = \rho_c V_c;$$

$$W_f = \rho_f V_f;$$

$$W_m = \rho_m V_m,$$

with  $\rho_c$  : the density of composite;  $\rho_f$  : density of fiber;  
 $\rho_m$  : density of the matrix

The total mass of the composite is  $\rho_c V_c = \rho_f V_f + \rho_m V_m$  which allows to derive the density of the composite as follows:

$$\rho_c = \frac{\rho_f V_f + \rho_m V_m}{V_c} \quad (4)$$

Similarly, one can express the density as a function of mass fraction on the basis of the total volume of the composite  $V_c = V_m + V_f$ :

$$\rho_c = \frac{\rho_f V_f + \rho_m V_m}{V_m + V_f}$$

$$\rho_c = \frac{W_f + W_m}{\frac{W_f}{\rho_f} + \frac{W_m}{\rho_m}}$$

$$\rho_c = \frac{1}{\frac{W_f}{\rho_f} + \frac{W_m}{\rho_m}} \quad (5)$$

### Thermal stress

The thermal stress field which results from the differential expansion of the fibers and the matrix during cooling after preparation of the composite at high temperature is given by the following equations: [62]

$$\sigma_f^t = E_f \frac{a}{1+a} (M_2 - M_0) \quad (6)$$

with

$$M_0(T) = \int_{T_0}^{T_e} (\alpha_m - \alpha_f) dT$$

$$M_2(T) = \int_{T_e}^T (\alpha_m - \alpha_f) dT$$

with  $T_0$ , the room temperature;  $T_e$ , the temperature of development; and  $T$ , the test temperature.  $\alpha_f$  and  $\alpha_m$  are the expansion coefficients of the fiber and matrix [62].

### The formalism probabilist of Weibull

When the stress is uniform, damage to the matrix is given by Formula (7) of Weibull [29]:

$$D_m = 1 - \exp \left\{ -\frac{V_{\text{eff}}}{V_0} \left( \frac{\sigma_f}{\sigma_0} \right)^m \right\} \quad (7)$$

with  $(\sigma_f)$ , the applied stress;  $(V_{\text{eff}})$ , the volume of the matrix;  $(m$  and  $\sigma_0)$ , the Weibull parameters; and  $V_0$ , the initial volume of the matrix.

A broken fiber is discharged over its entire length. In other words, it can only break once. The rupture obeys a law similar to that described for the matrix; damage to the fiber is given by Eq. (8):

$$D_f = 1 - \exp \left\{ -A_f \times L_{\text{equi}} \times \left( \frac{\sigma_{\text{max}}^f}{\sigma_{0f}} \right)^{m_f} \right\} \quad (8)$$

with  $\sigma_{\text{max}}^f$ , the maximum stress applied to the fiber;  $\sigma_{0f}$ , the initial stress applied to the fiber;  $m_f$ , the Weibull parameter; and  $A_f = \pi \times a^2$ ;  $L_{\text{equi}}$ , the length of the fiber at equilibrium.

### The mathematical model of Cox

It is possible to describe the charge transfer processes by simplified micromechanical models considering, for example, a representative elemental volume (REV) consisting of a fiber embedded in a cylinder of matrix on which a tensile stress is applied. The writing of the equilibrium elastic equation theoretically makes it possible to determine the profile of the tensile stress in the fiber and that of shear at the interface. From these data, it is possible to evaluate the stress–strain curve of the composite [63] (Fig. 10).

Depending on the assumed behavior of the interface, different responses can be simulated. In the Cox model, the connection between fiber and matrix is assumed to be perfect and also the mechanical behavior of these elastic constituents [63].

For the interface, their damage based on the model of Cox [63] is defined by Eq. (9):

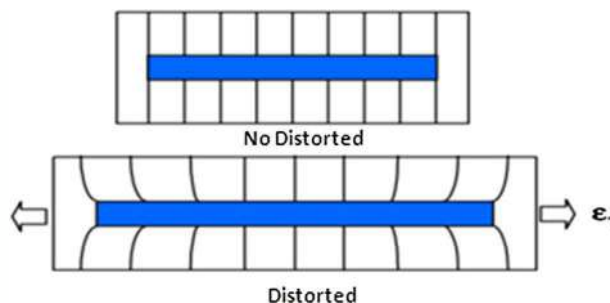


Fig. 10 Representative elemental volume (REV)

$$\tau = \frac{E_f \times a \times \varepsilon}{2} \beta \left( \tanh \left( \beta \times \frac{l}{2} \right) \right) \quad (9)$$

$$\beta = \frac{2G_m}{E_f \times r_f^2 \times \ln \left( \frac{R}{r_f} \right)}$$

with  $G_m$ , the shear modulus of the matrix;  $E_f$ , Young's modulus of the fiber;  $\varepsilon$ , the deformation;  $a$ , the radius of the fiber;  $R$ , the distance between fibers;  $\tau$ , shear stress of the interface; and  $r_f$ , the distance between fiber and the matrix.

## Modeling by genetic algorithm

### The description of the implementation of the genetic model

In our genetic algorithm, the analytical model of Cox Eq. (9) and the Lebrun model Eq. (6) will be used to evaluate the objective function and to see the effect of the thermal stress on the damage to the interface of the three hybrid biocomposite and biocomposite materials. The damage of the fibers and the matrix will be calculated using the Weibull's Eqs. (7 and 8).

The interface damage is produced by the genetic operator crossing of the two damages of the constituents, fiber and matrix, using a mutation probability equal to 0.25. The found individuals are ranked and positioned to get the best of them, these individuals are inserted in the first row, and we have a new generation; the process is repeated until convergence (reach the maximum generation value  $G_{max}$ ). The applied tensile stress values are 90 N/m<sup>2</sup>, 115 N/m<sup>2</sup>, and 140 N/m<sup>2</sup>. The Young's modulus for both fibers is shown in Tables 1 and 2. The numerical calculations are performed using the MATLAB platform.

We validate the results obtained by genetic modeling using the nonlinear acoustic technique Eq. (1); we have determined the different values of the nonlinear parameter  $\beta$  for the three biocomposite materials using Eq. (1).

### The flowchart of our program

The principle of this algorithm is based on the use of genetic operators (selection, crossover, mutation) to predict a population of 320 randomly generated individuals with a maximum output of 160 as a stopping criterion. The chromosome genes represent the following variables defined by the analytical model of Cox: the mechanical stress, Young's modulus of the fiber, modulus of shear of the matrix, radii of the fibers, and the distance between fibers. The damage to the interface is calculated by the crossing of the two damages, fiber and matrix, using a mutation probability of 0.25.

In Fig. 11, we have presented the details of our genetic model which is developed with MATLAB platform.

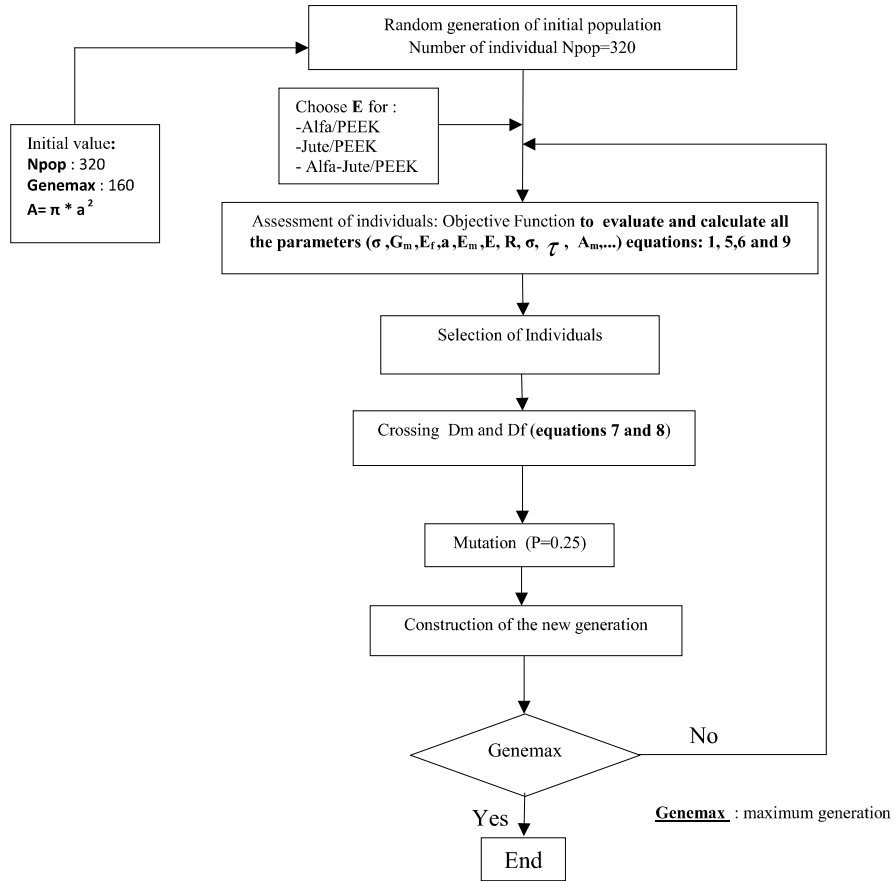


Fig. 11 The flowchart of our program



We define below the cc our genetic program:

```

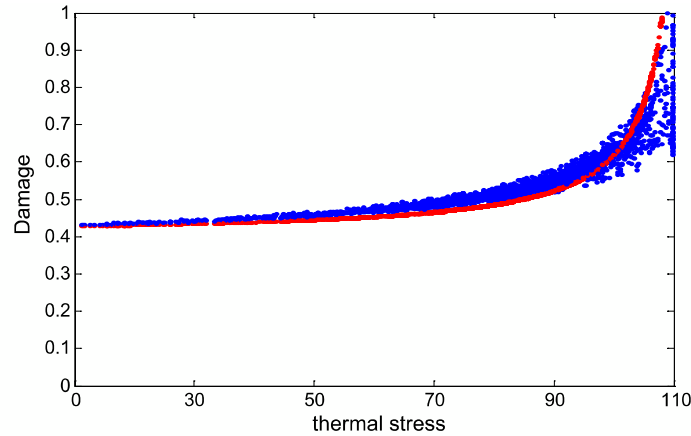
Crossing function
function [enf1, enf2]=cross(p1,p2)
nbVar = length(p1);
enf1=[];
enf2=[];
a = rand;
enf1 = p1*a + p2*(1-a);
enf2 = p2*a + p1*(1-a);
return

Mutation function
function [enf1] = mutate(enf1,probMut)
bound=[10 1000];
[nbenf nbvr]=size(enf1);
df = bound(2) - bound(1);
for k=1:nbenf
a = rand;
if a < probMut
indiv = enf1(k,:);
mPoint = round(rand * nbenf);
if mPoint ~= 0
L=round(3*rand);
if L ~= 0
enf1(k,L) = bound(1)+ rand*df;
end
end
end
end
end

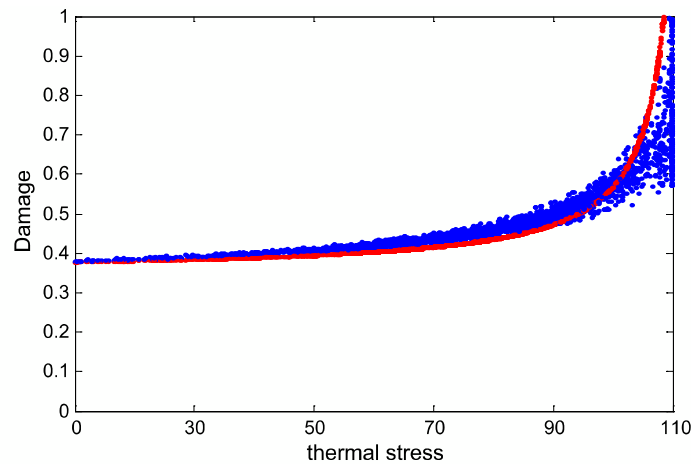
```

## Discussion and interpretation of results

Our calculation was carried out on three types of hybrid biocomposite and biocomposite materials, Alfa/PEEK, jute/PEEK, and Alfa–jute/PEEK. Our genetic results have been presented in the figures by the blue cloud; the blue dots represent the fiber–matrix interface damage of the three hybrid biocomposite and biocomposite materials. We have examined the strength of our materials by the application of different mechanical tensile stress (90 N/m<sup>2</sup>, 115 N/m<sup>2</sup>, and



**Fig. 12** The influence of the thermal stress on the damage of the interface for  $\sigma=140 \text{ N/m}^2$



**Fig. 13** The influence of the thermal stress on the damage of the interface for  $\sigma=115 \text{ N/m}^2$

140  $\text{N/m}^2$ ) and this at 0 °C (thermal stress = 0), and we have observed the evolution of the damage to interface when the thermal stress is varied between 0 and 110  $\text{N/m}^2$ ; we have observed a rapid growth in the fiber–matrix interface damage for the three studied materials.

To validate our results, we have introduced the nonlinear parameter  $\beta$  in our algorithm. The results were presented by the red curve in all figures using Eq. 1.

Figures 12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19, and 20 show the level of damage to the interface for the three materials as a function of thermal stress.

In Table 3, we presented all the values of the physico-mechanical parameters used in our calculation program.

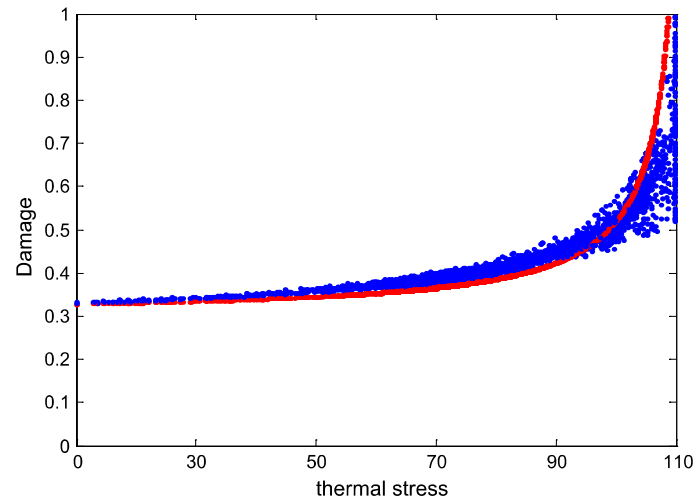


Fig. 14 The influence of the thermal stress on the damage of the interface for  $\sigma=90 \text{ N/m}^2$

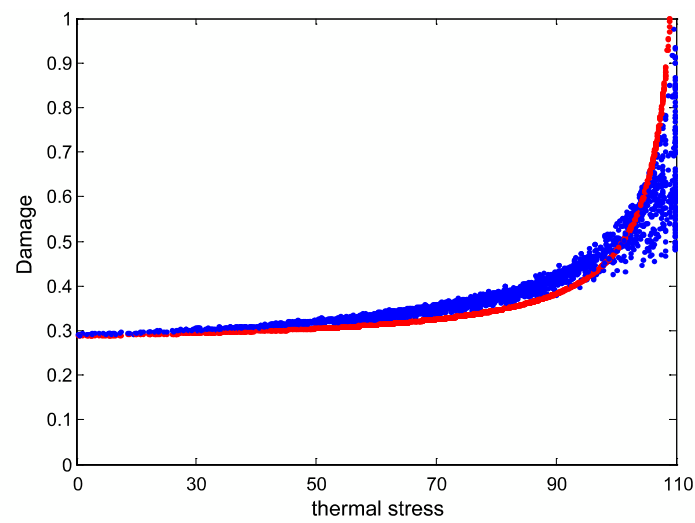
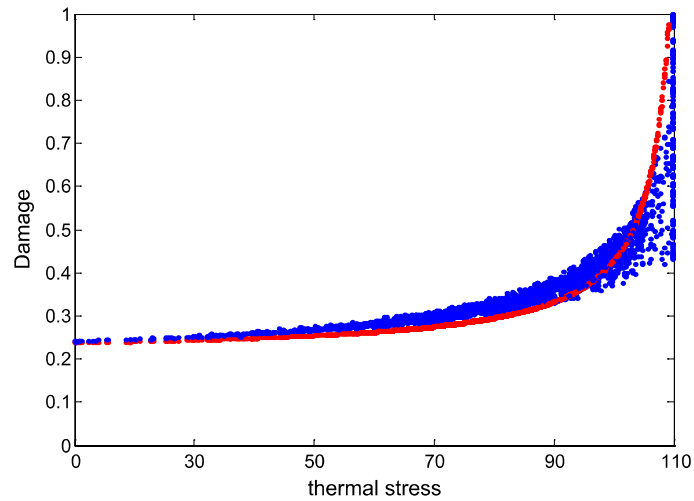


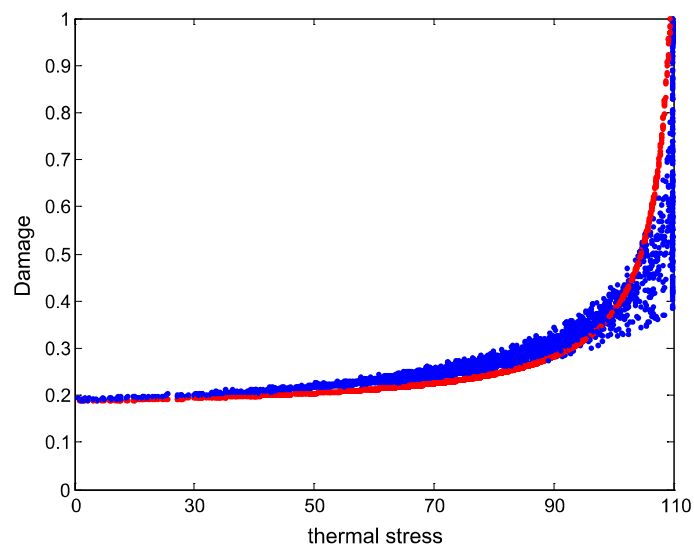
Fig. 15 The influence of the thermal stress on the damage of the interface for  $\sigma=140 \text{ N/m}^2$

### Jute/PEEK

Figures 12, 13, and 14 show that the damage “*D*” of the interface starts at the level of 0.325 on (90  $\text{N/m}^2$ ) and then increases to a maximum value of 0.425 for (140  $\text{N/m}^2$ ) before the application of the thermal stress; we observed that when the thermal stress increases, the damage of the interface of the jute/PEEK increases and reaches its maximum of 0.7 for a value of the thermal stress 95  $\text{N/m}^2$ . It can also be said that



**Fig. 16** The influence of the thermal stress on the damage of the interface for  $\sigma=115 \text{ N/m}^2$

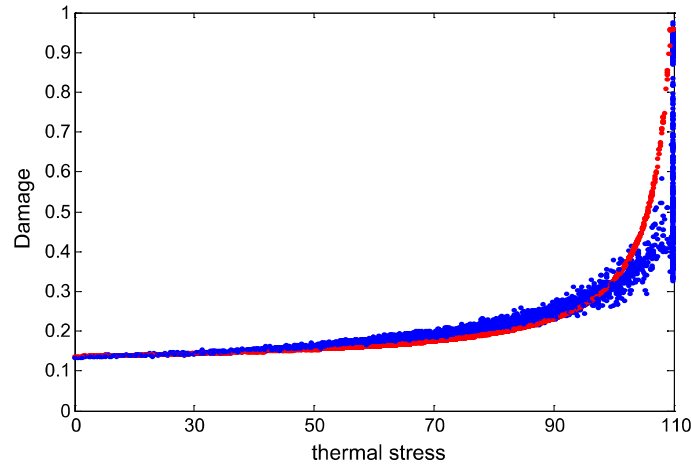


**Fig. 17** The influence of the thermal stress on the damage of the interface for  $\sigma=90 \text{ N/m}^2$

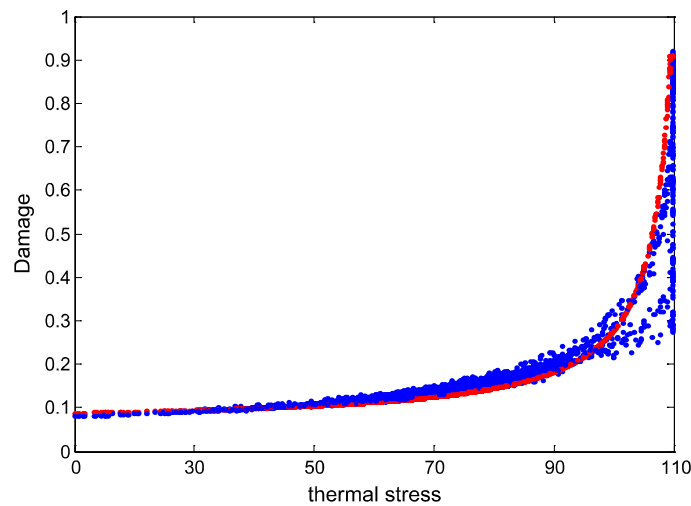
the increase in the thermal stress affects and gives a strong degradation to the interface by comparing with the applied mechanical stress.

### Alfa/PEEK

Figures 15, 16, and 17 show that the damage “*D*” of the interface starts at the level of 0.2 on ( $90 \text{ N/m}^2$ ) and then increases to a maximum value of 0.31 for ( $140 \text{ N/}$

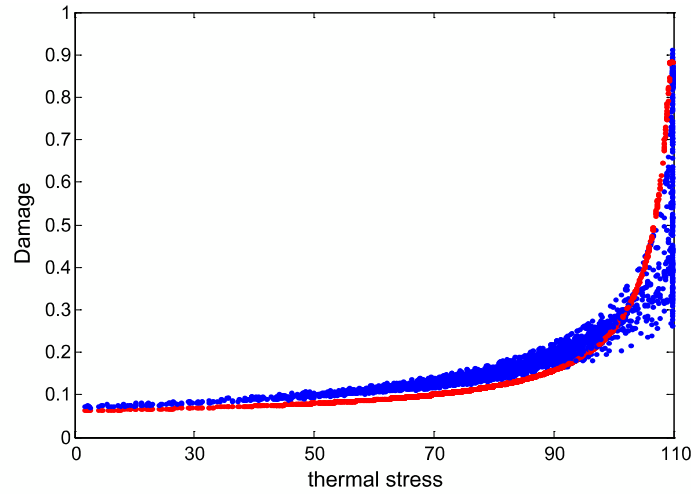


**Fig. 18** The influence of the thermal stress on the damage of the interface for  $\sigma=140 \text{ N/m}^2$



**Fig. 19** The influence of the thermal stress on the damage of the interface for  $\sigma=115 \text{ N/m}^2$

$\text{m}^2$ ) before the application of the thermal stress; we observed that when the thermal stress increases, the damage of the interface of the jute/PEEK increases and reaches its maximum of 0.45 for a value of the thermal stress of  $95 \text{ N/m}^2$ . It can also be said that the increase in the thermal stress affects and gives a strong degradation to the interface by comparing with the applied mechanical stress. The results show that the Alfa/PEEK interface is more resistant to thermal and mechanical stress compared with the jute/PEEK interface.



**Fig. 20** The influence of the thermal stress on the damage of the interface for  $\sigma=90 \text{ N/m}^2$

**Table 3** The values of the physico-mechanical parameters used in our calculation program

Materials	PEEK	Jute	Alfa
Young's modulus (GPa)	3.6	26.5	12.7
Density ( $\text{g/cm}^3$ )	1.3	1.44	1.51
Diameter ( $\mu\text{m}$ )	–	8.0	8.0
Length (mm)	–	20	20
Thermal stress	0–110	0–110	0–110
Tensile stress	90–140	90–140	90–140
Coefficient of thermal expansion $\alpha_i$ ( $1/\text{C}^\circ$ )	$0.021 \times 10^{-5}$	$1.9 \times 10^{-5}$	$1.9 \times 10^{-5}$
Weibull parameters (m)	1.2	1.3	1.3
Distance between fibers $R$ ( $\mu\text{m}$ )	12		

### Alfa-jute/PEEK

Figures 18, 19, and 20 show that the damage “ $D$ ” of the interface starts at the level of 0.05 on ( $90 \text{ N/m}^2$ ) and then increases to a maximum value of 0.125 for ( $140 \text{ N/m}^2$ ) before the application of the thermal stress; we observed that when the thermal stress increases, the damage of the interface of the jute/PEEK increases and reaches its maximum of 0.21 for a value of the thermal stress of  $95 \text{ N/m}^2$ . It can also be said that the increase in the thermal stress affects and gives a strong degradation to the interface by comparing with the applied mechanical stress. The results show that the interfaces of biocomposites hybrid Alfa-jute/PEEK are more resistant to thermal and mechanical stress compared with the jute/PEEK and Alfa/PEEK biocomposite materials.

Our genetic results are in very good agreement with the results obtained by the nonlinear acoustic technique which presents the fiber–matrix interface damage by the graphs in red.

In our knowledge, there are no theoretical works which have treated and discussed the fiber–matrix interface damage of the three hybrid biocomposite and biocomposite materials, and in order to validate our results, we have used the analytical model of the nonlinear acoustic technique given by Eq. (1). The results of this model were presented by the figures in red color. These results are similar and agree very well with our results found by genetic simulation presented by the blue cloud. The experimental work presented by Antoine Le Duigou et al. at different scales [14, 22, 23, 65, 66] and the work of Bodros et al. [64] have shown that the use of natural fibers greatly improves the mechanical properties of composite materials and also they have a very low environmental impact.

## Conclusion

In this theoretical work, we have studied the influence of thermal stress on the fiber–matrix interface damage of the three hybrid biocomposite and biocomposite materials (jute/PEEK, Alfa/PEEK, and Alfa–jute/PEEK). The results of our genetic simulation show that the hybrid biocomposite Alfa–jute/PEEK is more resistant to mechanical and thermal stress compared with the other two biocomposite materials and that the biocomposite Alfa/PEEK materials are much more resistant to the same constraints applied and with the same volume fraction as biocomposite jute/PEEK, and this is mainly due to the fact that Alfa fiber contains twice as much hemicellulose and lignin as jute fiber. Our genetic results are in very good agreement with the results obtained by the nonlinear acoustic technique and the real behavior of the three materials as well as the results obtained in our modeling are in good agreement with the experimental results found by Antoine Le Duigou et al. which showed that the biocomposites have better physical and mechanical properties and are stronger than composite materials and also they have a very low environmental impact.

**Acknowledgements** The authors acknowledge the financial support from the General Direction of Scientific Research and Technological Development of the Ministry of Higher Education and Scientific Research of Algeria.

## References

1. Fowler Paul A, Hughes J, Elias Mark, Robert M (2006) Bio-composites: technology, environmental credentials and market forces. *J Sci Food Agric* 86(12):1781–1789
2. Ariadurai S (2013) Bio-composites: current status and future trends. The Open University of Sri Lanka, Nawala, p 2013
3. Vogüé A (1927) Notes sur la culture et la production du Jute. *Revue de botanique appliquée et d'agriculture coloniale* 7:447–461
4. Med Ben Ali A, Bencheikh R, Vermeulen B, Perwuelz A, Chaker A (2006) Réalisation d'un non-tissé à base de fibres végétales d'alfa, 2ème Congrès International de la Recherche Appliquée en Textile (Cirat 2) Monastir, Tunisie

5. Michud A, Giustini B (2009) Les fibres cellulosiques à usage textile. Mémoire, Cellule de veille technologique de Grenoble INP-Pagora, École internationale du papier, de la communication imprimée et des biomatériaux
6. Feughelman M (1997) Mechanical properties of wool fibers & the two-phase model », Mechanical properties and structure of alpha-keratin fibers: wool, human and related fibers. University of New South Wales Press, Randwick, pp 28–59
7. Ben Brahim S, Ben Cheikh R (2007) Influence of fiber orientation and volume fraction on the tensile properties of unidirectional Alfa-polyester composite. *Compos Sci Technol* 67(1):140–147. <https://doi.org/10.1007/s00289-020-03183-7>
8. Boughriet R (2009) Fibres végétales : de nouvelles applications prometteuses émergent. [www.Actu-Environnement.com](http://www.Actu-Environnement.com)
9. Casey R, Grove C (1947) *Fibers*. *J Ind Eng Chem* 39(10):1213–1215
10. Gourier C (2016) Contribution à l'étude de matériaux biocomposites à matrice thermoplastique polyamide-11 et renforcés par des fibres Lin. Thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud
11. Fuentes CA, Tran LQN, Van Hellemont M, Janssens V, Dupont-Gillain C, Van Vuure AW et al (2013) Effect of physical adhesion on mechanical behaviour of bamboo fibre reinforced thermoplastic composites. *Colloid Surf A* 418:7–15
12. Thomason J, Yang L (2013) Temperature dependence of the interfacial shear strength in glass reinforced polypropylene and epoxy composites
13. Marrot L, Bourmaud A, Bono P, Baley C (2014) Multi-scale study of the adhesion between flax fibers and biobased thermoset matrices. *Mater Des* 62:47–56
14. Le Duigou Antoine, Davies P, Baley C (2010) Macroscopic analysis of interfacial properties of Flax/PLLA biocomposites. *Compos Sci Technol* 70:1612–1620
15. Hodzic A, Kim JK, Stachurski ZH (2001) Nano-indentation and nano-scratch of polymer/glass interfaces. II: model of interphases in water aged composite materials. *Polymer* 42:5701–5710
16. Lee SH, Wang S, Pharr GM, Xu H (2007) Evaluation of interphase properties in a cellulose fiber reinforced polypropylene composite by nanoindentation and finite element analysis. *Compos A Appl Sci Manuf* 38:1517–1524
17. Stamboulis A, Baillie C, Schulz E (1999) Interfacial characterisation of flax fibre-thermoplastic polymer composites by the pull-out test. *Die Angewandte Makromolekulare Chemie* 272:117–120
18. Yang L, Thomason JL (2012) Development and application of micromechanical techniques for characterising interfacial shear strength in fibre-thermoplastic composites. *Polym Test* 31:895–903
19. Joffe R, Andersons J, Wallström L (2003) Strength and adhesion characteristics of elementary flax fibres with different surface treatments. *Compos A Appl Sci Manuf* 34:603–612
20. Huber T, Müssig J (2008) Fibre matrix adhesion of natural fibres cotton, flax and hemp in polymeric matrices analyzed with the single fibre fragmentation test. *Compos Interfaces* 15:335–349
21. Awal A, Cescutti G, Ghosh SB, Müssig J (2011) Interfacial studies of natural fibre/polypropylene composites using single fibre fragmentation test (SFFT). *Compos A Appl Sci Manuf* 42:50–56
22. Le Duigou Antoine, Baley C, Grohens Y, Davies P, Cognard J-Y, Créach'cadec R et al (2014) A multi-scale study of the interface between natural fibres and a biopolymer. *Compos A Appl Sci Manuf* 65:161–168
23. Le Duigou Antoine, Kervoelen A, Le Grand A, Nardin M, Baley C (2014) Interfacial properties of flax fibre-epoxy resin systems: existence of a complex interphase. *Compos Sci Technol* 100:152–157
24. Netravali A, Stone D, Ruoff S, Topoleski L (1989) Continuous micro-indenter push-through technique for measuring interfacial shear strength of fiber composites. *Compos Sci Technol* 34:289–303
25. Zhandarov S, Mäder E (2005) Characterization of fiber/matrix interface strength: applicability of different tests, approaches and parameters. *Compos Sci Technol* 65:149–160
26. Baxevanakis C (1994) Statistical behavior of laminated composites at failure. Thèse, Ecole des Mines de Paris
27. Harlow DG, Phoenix SL (1978) The chain of bundles probability model for the strength of fibrous materials I: analysis and conjectures. *J Compos Mater* 12:195–213
28. Scop PM, Argon AS (1967) Statistical theory of strength of laminated composites. *J Compos Mater* 1:92–99
29. Weibull W (1939) A statistical theory of the strength of materials. *R Swedish Acad Engl Sci Proc* 151:1–45



30. Mokaddem A, Alami M, Boutaous A (2012) A study by a genetic algorithm for optimizing the arrangement of the fibers on the damage to the fiber–matrix interface of a composite material. *J Text Inst* 103(12):1376–1382
31. Chateauminos A (2000) Cours Matériaux composites: description microstructure d'un composite. <https://fr.scribd.com/document/215287303/Microstructure>. Accessed Feb 2019
32. Mokaddem A, Alami M, Temimi L, Boutaous A (2012) Effect of heat stress on the damage of the fibre matrix interface of a composite material (T300/914) by a genetic algorithm. *Fibres Text East Europe* 20(6):98–101
33. Jérémie A (2009) Etude comparative du comportement composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable. Autre. INSA de Rouen. Français. NNT: 2009ISAM0012
34. Borgna T (2017) Etude des propriétés de composite à matrice thermoplastique thermostable au delà de leur température de transition vitreuse. Thèse de doctorat à l'Université de Pau et des Pays de l'Adour, p 196
35. Red C (2014) The outlook for thermoplastics in aerospace composites. 2014–2023. In: *High-performance composites*, Gardner Business Media, Inc., Cincinnati, p 54–63
36. Chevalier N (2008) Projet TOUPIE cahier des charges matériau et sélection matériau, rapport n°DITT-08-0248
37. Walther BM (1998) An investigation of the tensile strength and stiffness of unidirectional polymer-matrix, carbon-fiber composites under the influence of elevated temperatures. In: *Master's Thesis in engineering science and mechanics*, Virginia Polytechnic Institute and State University
38. Mohamed D (2012) Evaluation du potentiel textile des fibres d'Alfa (*Stipa Tenacissima* L.) caractérisation physico-chimique de la fibre au fil. Thèse de Doctorat. Université de Haute Alsac e-Mulhouse
39. Hinrichsena ACKG (1991) Processing and characterization of jute fiber reinforced thermoplastic polymers. *Polym Plast Technol Eng* 30:5–6
40. Muthu SS, Gardetti M (2016) Sustainable fibres for fashion industry, N°2, vol 103. Springer, Singapore
41. Hassan ABSK, Sreenath V, Yang W, Mahendra M, Gharia T, Jeffries W (1996) Enzymatic polishing of jute/cotton blended fabrics. *J Ferment Bioeng* 81(1):18–20
42. Behera AK, Avancha S, Basak RK, Sen R, Adhikari B (2012) Fabrication and characterizations of biodegradable jute reinforced soy based green composites. *Carbohydr Polym* 88(1):329–335
43. Richard C (2018) Caractérisation chimique des fibres d'asclépiade et l'effet de différents traitements sur son comportement. SCA 730 Activité de recherche à l'Université de Sherbrooke, faculté de génie mécanique, p 112
44. Jabbar A, Mílitký J, Wiener J, MadhukarKale B, Ali U, Rwwaire S (2017) Nanocellulose coated woven jute/green epoxy composites: characterization of mechanical and dynamic mechanical behavior. *Compos Struct* 161(1):340–349
45. Taj S, Munawar M, Ali Khan S (2007) Natural fiber-reinforced polymer composites. *Proc Pakistan Acad Sci* 44(2):129–144
46. Paiva MC, Ammar I, Campos AR, Cheikh RB, Cunha AM (2006) Alfa fibres: mechanical, morphological and interfacial characterization. *Compos Sci Technol* 67:1132–1138
47. Doumi B, Mokaddem A, Benrekaa N, Alami M, Beldjoudi N, Boutaous A (2015) Simulation by a genetic algorithm and location by the non-linearacoustic technique of the shear damage to the fiber-matrix interface of a hybrid composite material alfa-carbon/epoxy. *J Hybrid Mater De Gruyter* 2015(2):10–16. <https://doi.org/10.1515/hyma-2015-0002>
48. Johnson PA, McCall KR (1994) Observation and implications of nonlinear elastic wave response in rock. *Geophys Res Lett* 21(3):165–168
49. Moussatov A, Castagnède B, Gusev V (2001) Observation of nonlinear interaction of acoustic waves in granular materials: demodulation process. *Phys Lett A* 283:216–223
50. Nagy PB (1998) Fatigue damage assesment by nonlinear ultrasonic material characterization. *Ultrasonics* 36:375
51. El Guerjouma R, Goujon I, Nachad H, Faiz A, Godin N, Bentahar M, Baboux JC (2002) Linear and non linear ultrasonics for material damage evaluation and health monitoring. *Matériaux Tech* 90:48–50
52. Van Den Abeele KE (1996) Elastic pulsed wave propagation in media with second or higher-order nonlinearity. Part I. Theoretical framework. *J Acoust Soc* 99(6):3334–3345
53. Van Den Abeele K, Johnson PA (1996) Elastic pulsed wave propagation in media with second or higher-order nonlinearity. Part II. Simulation of experimental measurement on berea sandstone. *J Acoust Soc* 99(6):3346–3352

54. Zheng Y, Maev RG, Solodov IY (1999) Nonlinear acoustic applications for materials characterization. *Can J Phys* 77:927–967
55. Ostrovsky LA, Johnson PA (2001) Dynamic nonlinear elasticity of geomaterial. *Rivista del Nuovo Cimento* 24:1–46
56. Nazarov VE, Ostrovsky LA, Soustova IA, Sutin A (1998) Nonlinear acoustics of micro-inhomogeneous media. *Phys Earth Planet Int* 50:65–73
57. Bruneau M, Potel C, (2006) *Matériaux et Acoustique 2*, ch. 2. Hermès Science Publication, Lavoisier
58. Granato AV, Luke K (1966) The vibrating string model of dislocation damping. *Phys Acoust Princ Methods* 4:120
59. Nowick AS (1950) Variation of amplitude-dependent interval friction in single crystal copper with frequency and temperature. *Phys Rev* 80:249–257
60. Marec A (2008) Contrôle de santé des matériaux hétérogènes par émission acoustique et acoustique non linéaire: Discrimination des mécanismes d'endommagement et estimation de la durée de vie restante. Thèse de doctorat à l'école Doctorale de l'Université du Maine, Le Mans, p 138
61. Baccouche Y (2013) Caractérisation non linéaire de l'endommagement des matériaux composites par ondes guidées. Université du Maine, 2013. Français. NNT: 2013. LEMA1011
62. Lebrun GA (1996) Comportement thermomécanique et durée de vie de composites à matrice céramique: théorie et expérience, Thèse de Doctorat n° 1606, Université de Bordeaux
63. Cox HL (1952) The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. *Br J Appl Phys* 12:72–79
64. Bodros E et al (2007) Could biopolymers reinforced by randomly scattered flax fibre be used in structural applications? *Comput Sci Technol* 67(3–4):462–470
65. Le Duigou Antoine et al (2008) Effect of recycling on mechanical behaviour of biocompostable flax/poly (L-lactide) composites. *Compos Part A* 39(9):1471–1478
66. Le Duigou A, Davies P, Baley C (2009) Etude de la liaison interfaciale fibre de lin/acide poly (L-lactique)=study of interfacial bonding of flax fibre/poly (L-lactide). *JNC 16*, Toulouse, France. AMAC. hal-00388871

**Publisher's Note** Springer Nature remains neutral with regard to jurisdictional claims in published maps and institutional affiliations.

## دراسة السلوك الميكانيكي الحراري للمواد المركبة الحيوية

### ملخص

في هذا الدراسة ، قمنا بفحص ودراسة تأثير الإجهاد الحراري على تلف واجهة مصفوفة الألياف لثلاث مواد مركبة حيوية هجينة ومواد مركبة حيوية. أظهرت محاكاتنا الوراثة المستندة إلى نماذج Weibull الاحتمالية أن مادة Jute-Alfa / PEEK هي أكثر مقاومة للإجهاد الميكانيكي والحراري المطبق مقارنة بالمركبات الحيوية الأخرى Jute / PEEK و Alfa / PEEK بنفس حجم الكسر المستخدم في نموذجنا الجيني. تظهر نتائجنا أيضًا أن الألياف الطبيعية تعمل على تحسين الخصائص الفيزيائية لمواد المركبات الحيوية ، خاصة مواد المركبات الحيوية الهجينة. هذه النتيجة مشابهة لتلك التي وجدها Antoine Le Duigou et al. حيث أظهروا بشكل تجريبي أن التعزيزات الطبيعية تحسن بشكل كبير خصائص المواد المركبة ولها تأثير بيئي منخفض للغاية.

**الكلمات المفتاحية:** الجوت؛ الفا. ضرر؛ واجهه المستخدم؛ مركب حيو؛ الإجهاد الحراري؛ الخوارزمية الجينية.

### Abstract

In this work, we have investigated and studied the effect of thermal stress on the fiber-matrix interface damage of three new hybrid biocomposite and biocomposite materials. Our genetic simulation based on Weibull probabilistic models showed that the Jute-Alfa / PEEK (PEEK:thermoplastic matrix-Poly Ether Ether Ketone) hybrid biocomposite material is more resistant to the mechanical and thermal stress applied comparing with the other biocomposites Jute / PEEK and Alfa / PEEK with the same volume fraction used in our genetic model. Our results also show that natural fibers improve the physical properties of biocomposite materials, especially hybrid biocomposite materials. This finding is similar to that found by Antoine Le Duigou et al. where they have shown experimentally the natural reinforcements greatly improve the properties of composite materials and also they have a very low environmental impact.

**Keywords:** Jute; Alfa; damage; interface; biocomposite; PEEK; thermal stress; genetic algorithm.

### Résumé

Dans ce travail, nous avons étudié l'effet de la contrainte thermique sur l'endommagement de l'interface fibre-matrice de trois nouveaux matériaux biocomposite hybride et biocomposites. Notre simulation génétique basée sur le modèle probabiliste de Weibull a montré que le matériau biocomposite hybride Jute-Alfa / PEEK (PEEK : matrice thermoplastique-Poly Ether Ether Ketone) est plus résistant aux contraintes mécaniques et thermiques appliquées par rapport aux autres biocomposites Jute / PEEK et Alfa. / PEEK avec la même fraction volumique utilisée dans notre modèle génétique. Nos résultats montrent également que les fibres naturelles améliorent les propriétés physiques des matériaux biocomposites, en particulier les matériaux biocomposites hybrides. Ce résultat est similaire à celui trouvé par Antoine Le Duigou et al. où ils ont montré expérimentalement que les renforts naturels améliorent considérablement les propriétés des matériaux composites et qu'ils ont également un très faible impact environnemental.

**Mots-clés :** Jute ; Alfa; endommagement; interface; biocomposite; PEEK ; contrainte thermique ; algorithme génétique.