

THÈSE

Présentée en vue de l'obtention du diplôme de

Doctorat sciences

En Génie Mécanique

Option : Génie Mécanique

Par

BENHAMADOUCHE Lamia

Thème

***Etude de l'endommagement et rupture des
stratifiés composites à base de fibres végétales***

Devant le jury :

<i>Président</i>	<i>ZAOUI Moussa</i>	<i>Professeur</i>	<i>Université M'sila</i>
<i>Directeur de thèse</i>	<i>OSMANI Hocine</i>	<i>Professeur</i>	<i>Université Sétif</i>
<i>Co-directeur de thèse</i>	<i>ROKBI Mansour</i>	<i>Maître de conférences</i>	<i>Université M'sila</i>
<i>Examineurs</i>	<i>BENCHABANE Adel</i>	<i>Professeur</i>	<i>Université Biskra</i>
	<i>BENALI Farouk</i>	<i>Maître de conférences</i>	<i>Université Sétif</i>
	<i>DJERAD Abdelkader</i>	<i>Maître de conférences</i>	<i>Université M'sila</i>



Remerciements

A l'issue de cette thèse, je suis convaincue qu'elle est de loin un travail qu'on mène tout seul. En effet, je n'aurais jamais pu finaliser ce travail sans le soutien d'un grand nombre de personnes qui m'ont permis de progresser dans cette phase aussi bien instructive que délicate.

*Mais tout d'abord, je remercie **ALLAH**, tout puissant pour cette force intérieure qui m'a donné pour lutter contre vents et marrées et d'être là aujourd'hui et je n'ai perdu ni mon âme, ni ma personnalité, et surtout pas mon humanité parce que à quoi sert les titres si on n'a pas les valeurs qui vont avec. Encore une fois merci mon dieu.*

*Je souhaite remercier mon directeur de thèse, **M. OSMANI Hocine**, Professeur à l'université de Sétif pour le temps conséquent qu'il m'a accordé, ses qualités pédagogiques et scientifiques, sa franchise et sa sympathie. J'ai beaucoup appris à ses côtés et je lui adresse ma gratitude pour tout cela.*

*J'adresse mes remerciements aussi à mon co-encadrant de thèse, **M. ROKBI Mansour**, Maître de conférences à l'université de M'sila, pour son attention de tout instant sur mes travaux. Son énergie et sa confiance ont été des éléments moteurs pour moi.*

Mes sincères remerciements vont également à tous les membres du jury pour leur participation à l'évaluation de cette thèse :

*A Monsieur **ZAOUI Moussa**, Professeur à l'université de M'sila, vous me faites l'honneur de présider ce jury et de juger mon travail. Je vous témoigne ma profonde et respectueuse reconnaissance.*

*A Monsieur **BENCHABANE Adel**, Professeur à l'université de Biskra, vous me faites l'honneur d'apporter votre expérience à la critique de ce travail en siégeant dans mon jury de thèse. Je vous prie de bien vouloir accepter ma respectueuse considération.*

*A Monsieur **BENALI Farouk**, Maître de conférences à l'université de Sétif, Je vous prie de recevoir mes sincères remerciements pour avoir accepté de juger mon travail. Veuillez croire en l'expression de ma respectueuse considération.*

*A Monsieur **DJERAD Abdelkader**, Maître de conférences à l'université de M'sila, je suis sincèrement ravie de votre participation à ce jury. Soyez certain, de ma grande gratitude et toute ma considération.*

Je tiens à remercier une grande amie qui a toujours été là pour moi depuis mes premières années à l'université de M'sila, notre amitié n'a fait que grandir depuis le temps,

quelqu'un qui n'est jamais très loin, MOUSSAOUI Nassima. Je ne pouvais rédiger des remerciements sans que son nom n'y soit inclus.

Je désire en outre remercier tous les membres de l'unité de recherches matériaux émergents - Université de Sétif - spécialement M. BENNOUIOUA Taher et les membres du laboratoire des matériaux non métalliques - Université de Sétif - en particulier M. BENKHELIF Ahmed qui m'ont facilité mes tâches aux seins de leurs établissements.

Mes remerciements vont aussi à toute personne qui m'a aidé de loin ou de près.

Aussi, j'aurais une réflexion toute particulière aux membres de ma famille pour les encouragements qu'ils m'ont apportés et leur soutien.

BENHAMADOUCHE Lamia

A ma mère

Mon mari

Amine

& Nour

Croyez en vos rêves et ils se réaliseront peut-être.

Croyez en vous et ils se réaliseront sûrement.

Martin Luther King

Résumé

Cette recherche a pour but de contribuer à réduire les impacts environnementaux à travers la préparation de composites avec des matériaux recyclables pour être utilisés dans différentes applications. A cette fin, des composites ont été développés à base de jute récupéré à partir de sacs d'emballage et de polypropylène (PP) récupéré de déchets obtenus lors de la fabrication de fils de PP.

Une étude calorimétrique (IRFT) et thermogravimétrique (ATG) des différents déchets de tissus de jute a été réalisée pour confirmer s'ils sont adaptés à une utilisation avec une matrice thermoplastique (c'est-à-dire, à une température d'élaboration au-delà de 200°C).

Les composites développés ont ensuite été caractérisés. Tout d'abord, la fraction massique optimale a été déterminée afin d'obtenir de bonnes performances mécaniques. Plusieurs fractions en masse du renfort (30%, 40%, 45%, 50%, 60%, et 70%) ont été expérimentées, les meilleures caractéristiques étaient celles du bio-composite avec un taux de renforcement de 40% ($\sigma = 39,07$ MPa, $E = 4,60$ GPa). Avec ce pourcentage, des biocomposites jute-PP ont été développés avec différentes architectures de jute (Satin, Serge 2x2, Taffetas). Des essais de traction, de flexion ainsi que de rupture ont été réalisés sur ces composites afin de connaître l'effet de la structure de tissage du renforcement.

Ces composites constituent un matériau très prometteur en termes de résistance mécanique et de coûts effectifs, ainsi qu'une alternative écologique à certains matériaux conventionnels utilisés pour la construction de meubles et de bâtiments.

Mots-clés : Composite, tissus de jute, polypropylène (PP), recyclage, déchets.

Abstract

The aim of this research is to contribute to the reduction of environmental impacts through the preparation of composites with recyclable materials for use in different applications. To this end, composites were developed based on jute recovered from packaging bags and polypropylene (PP) recovered from waste obtained during the manufacture of PP yarn.

A calorimetric (IRFT) and thermogravimetric (ATG) study of the different jute fabric wastes was carried out to confirm their suitability for use with a thermoplastic matrix (i.e. at a processing temperature of over 200°C).

The developed composites were then characterized. Firstly, the optimum mass fraction was determined in order to obtain good mechanical performance. Several mass fractions of the reinforcement (30%, 40%, 45%, 50%, 60%, and 70%) were tested, the best characteristics were those of the bio-composite with a reinforcement rate of 40% ($\sigma = 39.07$ MPa, $E = 4.60$ GPa). With this percentage, jute-PP bio-composites were developed with different jute architectures (Satin, Serge 2x2, Taffeta). Tensile, flexural and fracture tests were carried out on these composites to determine the effect of the weaving structure of the reinforcement.

These composites are a very promising material in terms of mechanical strength and effective costs, as well as an environmentally friendly alternative to some conventional materials used for furniture and building construction.

Key-words: composite, jute fabrics, polypropylene (PP), recycling, wastes.

الملخص

الهدف من هذا البحث هو المساهمة في الحد من الآثار البيئية من خلال إعداد مركبات بمواد قابلة لإعادة التدوير لاستخدامها في تطبيقات مختلفة. وهذه الغاية، تم تطوير مركبات على أساس الجوت (**jute**) المستخرج من أكياس التغليف والبولي بروبيلين المستخرج من النفايات التي تم الحصول عليها أثناء تصنيع خيوط **PP**.

وأجريت دراسة لقياس السرعات الحرارية (**IRFT**) والقياس الحراري (**ATG**) لمختلف نفايات نسيج الجوت للتأكد من صلاحيتها للاستخدام لتقوية البلاستيك الحراري (أي عند درجة حرارة معالجة تزيد عن 200 درجة مئوية).

ثم تم توصيف المركبات المطورة، أولاً تم تحديد النسبة الكتلية الأمثل من أجل الحصول على أداء ميكانيكي جيد. تم اختبار العديد من النسب الكتلية للتعزيز (30٪، 40٪، 45٪، 50٪، 60٪، 70٪)، أفضل الخصائص كانت تلك الخاصة بالمركب الحيوي بمعدل تقوية 40٪ ($\sigma = 39.07 \text{ MPa}$, $E = 4.60 \text{ GPa}$) بهذه النسبة المثوية، تم تطوير المركبات الحيوية من الجوت-**PP** باستخدام بنى مختلفة من الجوت (**Taffeta**, **Serge 2x2**, **Satin**). تم إجراء اختبارات الشد والانثناء والكسر على هذه المركبات لتحديد تأثير بنية نسج التسليح.

هذه المركبات هي مادة واعدة للغاية من حيث القوة الميكانيكية والتكاليف الفعالة، فضلاً عن أنها بديل صديق للبيئة لبعض المواد التقليدية المستخدمة في الأثاث وبناء المباني.

الكلمات المفتاحية: المركب، أقمشة الجوت، البولي بروبيلين (**PP**)، إعادة التدوير، النفايات.

Table des matières

Remerciement	
Liste des symboles	
Liste des figures	
Liste des tableaux	
Résumé	
Abstract	
ملخص	
Introduction générale	01

Chapitre I

Polymères thermoplastiques renforcés de fibres végétales

I. 1. Introduction	05
I. 2. Les matériaux composites	05
I. 2. 1. Renforts fibreux	06
I. 2. 1. 1. Facteur de forme des fibres	07
I. 2. 1. 2. Fraction volumique des fibres	07
I. 2. 1. 3. Dispersion et orientation des fibres	08
I. 2. 1. 4. Architecture du renfort fibreux	09
1. Catégories de tissu	09
2. Paramètres de définition importants	10
I. 2. 2. Matrices	12
I. 3. Composites à matrice thermoplastique et fibres naturelles	12
I. 3. 1. Composites à base de polypropylène (PP)	13
I. 3. 2. Fibres naturelles	16
I. 4. Historique des fibres végétales dans l'industrie des composites	20
I. 5. Composite jute - polymères	21
I. 6. Composite à base de déchets industriels et naturels	24
I. 7. Références	27

Chapitre II

Rupture et Endommagement des Composites 2D

II. 1. Introduction	31
II. 2. Historique	31
II. 3. Mécanismes d'endommagement	32

II. 3. 1. Mécanique et endommagement des composites stratifiés	35
1. Décohésion fibre-matrice	35
2. Déformation anélastique de la matrice	36
3. Rupture de matrice	36
4. Délaminage local	36
5. Fissuration transverse	36
6. Délaminage macroscopique	37
7. Rupture fibre	37
II. 3. 2. Différence d'évolution de l'endommagement matriciel entre composite UD et tissé	39
II. 3. 3. Comportement et mécanismes de dégradation observés sur les matériaux composites tissés à matrice organique	40
II. 4. Mécanique de la rupture	41
II. 3. 1. Aperçus sur la mécanique de la rupture	42
II. 3. 2. Modes de rupture	42
II. 3. 3. Approche énergétique	43
II. 3. 4. Approche en contrainte	45
II. 3. 5. Equivalence entre K_{IC} et G_{IC}	47
II. 3. 6. Mécanique linéaire élastique de la rupture équivalente adaptée pour les matériaux quasi-fragiles	47
II. 3. 7. Notion de courbe R (Résistance à la propagation)	48
II. 3. 8. L'intégrale J (intégrale de contour)	50
II. 3. 9. Méthodes pratiques de mesure des paramètres de rupture	51
II. 3. 9. 1. Notion de ténacité	51
a) Eprouvette de flexion entaillée (SENB)	53
b) Eprouvette de traction entaillée (Compact Tension-CT)	53
c) Eprouvette de double poutre encastree	53
II. 3. 9. 1. Paramètres de propagation de fissure	54
a) Comportement linéaire	54
b) Comportement non linéaire	56
II. 5. Références	60

Chapitre III

Matériaux et techniques expérimentales

III. 1. Introduction	64
----------------------	----

III. 2. Matériaux et méthodes	64
III. 2. 1. Matériaux	64
1. Polypropylène	65
2. Tissu de Jute	66
III. 2. 2. Méthodes	67
III. 2. 2. 1. Étude thermochimique de la toile de jute	67
1. Analyse par spectroscopie par infrarouge à transformée de Fourier (IRTF)	67
2. Analyse thermogravimétrique (ATG)	67
III. 2. 2. 2. Elaboration des composites Jute-PP	68
III. 2. 2. 3. Caractérisation mécanique	72
1. Essai de traction	73
2. Essai de flexion	73
3. Essai de traction compact CT	74
a. Facteur d'intensité de contrainte	76
b. Taux de restitution d'énergie :	76
c. Intégrale J	77
III. 2. 3. Préparation des éprouvettes	77
III. 3. Références	79

Chapitre IV

Résultats et discussions

IV. 1. Introduction	81
IV. 2. Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR)	81
IV. 3. Analyse thermogravimétrique (TGA)	82
IV. 4. Caractérisation mécanique des composites	84
IV. 4. 1. Identification de la fraction massique optimale du renfort de jute	84
IV. 4. 2. Comparaison des bio-composites renforcés avec différents tissages	88
IV. 4. 2. 1. Comportement en traction	88
IV. 4. 2. 2. Comportement en flexion	92
IV. 4. 2. 3. Essai de rupture	95
1) A chargement monotone	95
2) A charge-décharge	104
IV. 5. Références	110
Conclusion générale et perspectives	113

Liste des figures

Figure I. 1	Matériau composite.	06
Figure I. 2	Effet de la fraction volumique des fibres sur les propriétés mécaniques du composite.	08
Figure I. 3	Convention trame et chaîne.	09
Figure I. 4	Différentes armures de tissage 2D.	10
Figure I. 5	Principe de mesure de l'embuvage des structures tissées 2D.	11
Figure I. 6	(a) Résistance à la traction, (b) résistance à la flexion et (c) résistance aux chocs de différents composites en polypropylène renforcé de fibres.	15
Figure I. 7	Classification des fibres naturelles selon leur origine (adapté).	17
Figure I. 8	Différents types de fibres naturelles utilisées comme renfort.	17
Figure I. 9	Propriétés spécifiques des fibres naturelles et des fibres synthétiques	19
Figure I. 10	Plante de jute et ses fibres en phase de séchage.	22
Figure I. 11	Module d'Young en fonction de la fraction volumique des fibres.	23
Figure II. 1	Différentes échelles d'un composite stratifié.	32
Figure II. 2	Modes de ruine a) Dans un composite unidirectionnel, b) Dans un stratifié.	33
Figure II. 3	Ordre d'apparition des endommagements.	34
Figure II. 4	Chronologie de rupture des composites stratifiés.	34
Figure II. 5	Courbe typique de contrainte en fonction de la déformation d'un composite à matrice thermoplastique sous une charge de traction.	35
Figure II. 6	Seuil d'amorçage de la fissuration transverse en fonction de l'épaisseur de la couche considérée.	38
Figure II. 7	Comportement mécanique d'un CMO tissé 2D a) traction dans le sens du renfort ; b) en cisaillement plan.	41
Figure II. 8	Modes de rupture a) Mode I : ouverture. b) Mode II : Glissement plan. c) Mode III : Glissement anti-plan.	43
Figure II. 9	Fissure de Griffith.	44
Figure II. 10	Types de rupture. a) Rupture instable $G_c = R$ à l'amorçage, $G > R$ après, b) Rupture semi-contrôlée, c) Rupture contrôlée $G = R$ à tout instant après l'amorçage.	45

Figure II. 11	Profils de contraintes en front de fissure.	46
Figure II. 12	Représentation de la $MLEReq$ et de sa longueur de fissure équivalente.	48
Figure II. 13	Courbe R.	49
Figure II. 14	Définition de l'intégrale J selon Rice.	50
Figure II. 15	Eprouvettes de mesure de ténacité. a) Flexion entaillé (Single Edge Notch Beam) trois points, quatre points ; b) Traction compact entaillée (Compact Tension Specimen) ; c) Double poutre encastree. (Double Cantilever Beam) sans rainure guide, avec rainure guide.	52
Figure II. 16	Courbe charge – déplacement (comportement linéaire élastique).	55
Figure II. 17	Courbe charge – déplacement (comportement non élastique).	56
Figure II. 18	Méthode de Begley et Landes.	57
Figure II. 19	Méthode de Rice.	57
Figure II. 20	Méthode de Garwood.	58
Figure II. 21	Méthode de Sakai.	59
Figure III. 1	Constituants utilisés pour l'élaboration des bio-composites. a) Film de Polypropylène, b) Sacs de Jute.	65
Figure III. 2	Broyeur planétaire.	68
Figure III. 3	Moule et matériaux utilisés a) Jute ; b) Plastique PP ; c) Moule.	69
Figure III. 4	Presse à chaud utilisée.	70
Figure III. 5	Etapas pour l'élaboration de plaque du composite jute/PP en utilisant la compression à chaud.	71
Figure III. 6	Machine de traction /compression Zwick- Roell type z100.	72
Figure III. 7	Éprouvette de traction ASTM D638-03.	73
Figure III. 8	Fixation de l'éprouvette de traction.	73
Figure III. 9	Éprouvette de flexion ASTM D638-03.	74
Figure III. 10	Fixation de l'éprouvette de flexion.	74
Figure III. 11	Éprouvette de traction CT.	75
Figure III. 12	Fixation de l'éprouvette de traction compact.	75
Figure III. 13	Éprouvette de traction.	77
Figure III. 14	Éprouvette de flexion.	78
Figure III. 15	Usinage d'éprouvette par CNC.	78
Figure III. 16	Éprouvette CT.	78

Figure IV. 1	Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR) des tissus de jute.	82
Figure IV. 2	Analyse thermogravimétrique des tissus de jute.	84
Figure IV. 3	Évolution des contraintes en fonction de la déformation pour différentes fractions massique du renfort.	85
Figure IV. 4	Évolution des contraintes de rupture des bio-composites en fonction de la fraction massique.	86
Figure IV. 5	Evolution du module d'Young des bio-composites en fonction de la fraction massique.	87
Figure IV. 6	Courbe contrainte-déformation en traction des différents bio-composites.	89
Figure IV. 7	Evolution des contraintes à la rupture en traction des bio-composites.	90
Figure IV. 8	Evolution du module d'Young de traction des bio-composites.	91
Figure IV. 9	Faciès de rupture (en traction).	92
Figure IV. 10	Courbe contrainte-déformation en flexion des différents bio-composites.	93
Figure IV. 11	Faciès de rupture (en flexion).	93
Figure IV. 12	Evolution des contraintes à la rupture en flexion des bio-composites.	94
Figure IV. 13	Evolution du module de flexion des bio-composites.	95
Figure IV. 14	Courbe typique charge – déplacement en fonction du temps (Bio-Com B jute sergé 2x2 /PP, $P_f = 40\%$, éprouvettes CT).	97
Figure IV. 15	Cas possibles d'emplacement du fond d'entaille dans les éprouvettes CT a) Fond de fissure situé juste après la trame (et touchant la chaîne) ; b) Fond de fissure située à une distance inférieure à 1/2 de deux fil trames ; c) Fond de fissure confrontant directement le fil trame.	97
Figure IV. 16	Faciès de rupture (traction monotone sur éprouvettes CT).	98
Figure IV. 17	Evolution de l'accroissement de fissure en fonction du temps des différents bio-composites.	99
Figure IV. 18	Evolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction du temps des différents bio-composites.	99
Figure IV. 19	Evolution de la charge en fonction de l'accroissement de fissure pour les différents bio-composites.	100

Figure IV. 20	Facteur d'intensité de contrainte en fonction de l'accroissement de fissure.	101
Figure IV. 21	Comparaison du facteur d'intensité de contrainte en fonction de l'accroissement de fissure pour différents Bio-Com.	101
Figure IV. 22	Taux de restitution d'énergie en fonction de l'accroissement de fissure.	103
Figure IV. 23	Comparaison du Taux de restitution d'énergie en fonction de l'accroissement de fissure pour différents Bio-Com.	103
Figure IV. 24	Courbe typique charge – déplacement à charge-décharge (Bio-Com B jute sergé 2x2 /PP, $P_f = 40\%$, éprouvettes CT).	105
Figure IV. 25	Energies de rupture en fonction de l'accroissement de fissure des bio-composites étudiés ($P_f = 40\%$, $a_0/w = 0.4$).	107
Figure IV. 26	Evolution de G_R en fonction de l'accroissement de fissure Δa selon les deux hypothèses.	109

Liste des tableaux

Tableau I. 1	Composites à matrice thermoplastique et fibres naturelles.	13
Tableau I. 2	Propriétés comparatives des fibres naturelles avec les fibres synthétiques.	19
Tableau I. 3	Propriétés mécaniques de la fibre de jute.	23
Tableau I. 4	Effet de l'augmentation de la fraction volumique de la fibre de jute sur les propriétés mécaniques.	24
Tableau III. 1	Caractéristiques du polypropylène.	66
Tableau III. 2	Différents tissus de Jute utilisés.	72
Tableau IV. 1	Propriétés mécaniques des bio composites.	87
Tableau IV. 2	Paramètres de rupture des différents biocomposites	104
Tableau IV. 3	Paramètres de rupture sous l'hypothèse d'un comportement non linéaire non élastique des différents bio composites	108

Liste des symboles

Tex	: Masse linéique (g /km).
PP	: Polypropylène.
PE	: Polyéthylène.
PA	: Polyamide
PS	: Polystyrène.
PVC	: Chlorure de polyvinyle.
PHBV	: Poly(hydroxybutyrate-co-hydroxyvalerate)
PLA	: Poly lactique acide
PMMA	: Poly(méthacrylate de méthyle)
ρ	: Densité (g/cm ³)
σ	: Contrainte à la rupture de traction (MPa).
E	: Module de Young de traction (MPa) ou bien (GPa).
ε	: Déformation à la rupture en traction (%).
F	: Force maximale (N).
V	: Vitesse d'essai (mm/min).
L	: Longueur totale des éprouvettes (mm).
l	: Distance entre appuis des éprouvettes (mm).
L_c	: Longueur critique
ν	: Coefficient de Poisson.
RI (J/m)	: Résistance à l'impact.
PET	: Polyéthylène téréphtalate.
WPC	: Wood plastic composite.
UD	: Unidirectionnel.
2D	: Deux Dimensions.
h (mm)	: Epaisseur de pli.
h_c	: Epaisseur de pli critique.
X	: Rayons X.
CMO	: Composites à matrice organique.
a (mm)	: Longueur de fissure.
σ	: Champ de contrainte axiales.
U	: Energie de déformation élastique.

W	: Travail des forces appliquées.
T	: Energie cinétique.
Γ	: Energie de création de nouvelles surfaces de fissures.
dT	: Variation de l'énergie cinétique.
G	: Taux de restitution d'énergie.
R	: Résistance de la propagation.
γ_s	: Energie de surface.
G_c	: Valeur critique de l'énergie unitaire de propagation.
Y	: Facteur de forme.
K_R	: Facteur d'intensité de contrainte, ténacité (MPa.m ^{1/2}).
K_I	: Facteur d'intensité de contrainte mode I (MPa.m ^{1/2}).
K_{II}	: Facteur d'intensité de contrainte mode II (MPa.m ^{1/2}).
K_{III}	: Facteur d'intensité de contrainte mode III (MPa.m ^{1/2}).
ν	: Coefficient de Poisson.
MLER	: Mécanique linéaire élastique de la rupture.
MLER_{eq}	: Mécanique linéaire élastique de la rupture équivalente.
a_{eq}	: Longueur de fissure équivalente.
FPZ	: Zone de processus de fracture.
J	: Intégrale de contour J
Γ	: Contour de déformation.
W	: Densité d'énergie de déformation.
\vec{T}	: Vecteur contraint.
\vec{n}	: Vecteur normal.
\vec{u}	: Vecteur déplacement.
u	: Déplacement du point d'application de la charge P.
P	: Charge appliquée.
B	: Epaisseur de l'éprouvette.
Φ_{ir}	: Energie irréversibles.
dU	: Energie potentielle du système.
BOPP	: Biaxial-Oriented PP film.
IRTF	: Infrarouge à transformée de Fourier.
ATG	: Analyse thermogravimétrique.
W_f	: Fraction massique du renfort.

w_j	: Masse du renfort.
w_m	: Masse de la matrice.
σ_f	: La résistance à la flexion.
SENB	: Single edge notched bending
CT	: Tension compacte.
DCB	: Double cantilever beam
Δa	: Accroissement de fissure (mm).
C	: Complaisance comportement élastique.
\tilde{C}	: Complaisance comportement non élastique.
IRTF	: Infrarouge à transformée de Fourier
ATG :	: Analyse thermogravimétrique

Introduction générale

INTRODUCTION GENERALE

Les matériaux composites sont développés pratiquement dans de nombreuses applications au cours des quarante dernières années en raison de leurs propriétés mécaniques exceptionnelles (par rapport à leur densité) et de leur prédisposition à une conception personnalisée. Ils apparaissent comme de sérieux concurrents des métaux. Durant cette période, les innovations se sont principalement concentrées sur le développement des composites à matrice polymérique, qui dominent encore aujourd'hui le marché. Près de 40 ans d'évolution et d'innovation se sont écoulés, mais une question reste ouverte : quels matériaux composites pour demain ?

En 1930 fut mis au point la fibre synthétique. Elle est devenue le matériau de renforcement privilégié utilisé en raison de sa rigidité et de sa résistance spécifique. En particulier, les fibres de carbone et de verre sont les renforts typiques des matériaux composites. Par ailleurs, il est connu que la production de ces fibres nécessite une grande quantité d'énergie électrique. Après l'utilisation des composites en fibre de verre, de nombreux problèmes environnementaux sont causés par le processus d'élimination [1, 2]. Bien que plusieurs techniques de recyclage aient été développées pour les composites à fibre de verre usagés [2, 3], les scientifiques et les ingénieurs ont essayé d'utiliser des fibres naturelles à base de plantes telles que le lin, le kenaf, le jute et la ramie, qui sont des matériaux respectueux de l'environnement comme alternative [4-8].

Les matériaux composites renforcés par des fibres naturelles sont des matériaux peu coûteux et en croissance rapide, et devraient donc remplacer en totalité ou partiellement les fibres artificielles. Les matériaux composés de fibres naturelles et de résine biodégradable ou thermoplastique sont souvent appelés "*composites verts*" et ont été intégrés à l'intérieur des voitures [9]. Les composites thermoplastiques sont apparus comme un choix potentiel pour les secteurs de l'énergie, de l'automobile et de la construction en raison de leur recyclabilité, de leur grande résistance aux chocs, de leur durée de vie infinie à température ambiante, de leur légèreté, de leur stabilité chimique et de leur rapidité de fabrication [10]. La réglementation croissante sur la mise en décharge des déchets a également stimulé l'utilisation des thermoplastiques dans ces secteurs/industries afin de minimiser l'impact environnemental [11]. Les thermoplastiques renforcés par des fibres ont suscité un grand intérêt de la part des industries et des communautés de recherche en raison de leurs propriétés mécaniques spécifiques supérieures et de leur coût relativement faible [12, 13].

Le choix d'un renfort et d'une matrice pour la fabrication d'une structure en matériau composite procède d'une analyse technico-économique complète. Dans certains cas, un renfort textile s'impose pour obtenir une bonne résistance à l'impact et au flambement, ou parce qu'il procure des propriétés plus équilibrées que les renforts unidirectionnels. Par ailleurs, la manipulation des renforts textiles est plus facile, grâce au maintien des fibres par le tissage et à une plus grande drapabilité. Ce sont donc les renforts de choix pour la fabrication de panneaux et de structures de grandes dimensions (carters de protection, de têtes de puits en fond de mer, cellules de vie sur plateforme) ou de pièces dont la forme est complexe (raccords et jonctions de tubes). Ces avantages sont au prix d'une rigidité et d'une résistance à la rupture plus faibles en raison de l'ondulation des fils, et d'un coût plus élevé qu'un ruban unidirectionnel. Un certain nombre de paramètres interviennent dans la description des renforts textiles comme les caractéristiques des fibres, la densité de fils dans le tissu et l'armure choisie. Des essais sont donc nécessaires pour étudier les effets de différents paramètres sur le comportement de tels matériaux et sélectionner un tissu efficace. Ainsi que les séquences d'empilement des couches de renforts qui peuvent engendrer différents modes d'endommagement entraînant la ruine.

Au cours des dernières décennies, plusieurs auteurs ont étudié le scénario d'endommagement de différents stratifiés composites tissés sous une charge de traction quasi-statique [14-16]. Pour les composites tissés, la fissuration transversale des fils est le premier type de dommage facilement observable lors d'une charge de traction. Au fur et à mesure que la déformation augmente, les dommages se développent à l'échelle méso par fissuration et délamination intra-fil, et à l'échelle micro par décollement local à l'interface fibre-matrice [17]. La macro-fracture finale est caractérisée par une fissuration dense, l'intersection de plusieurs petites fissures et la rupture de la fibre.

Des ruptures prématurées peuvent être dues à certains défauts introduits au moment de l'élaboration des pièces et structures à base de polymères renforcés, à des facteurs non ou mal considérés lors de leur conception ou encore à une mauvaise utilisation ces pièces [18]. Dans certains cas, il est cependant possible d'identifier un mécanisme d'endommagement majoritaire ou critique [19].

L'une des questions faisant actuellement l'objet de recherches dans ce domaine, concerne les méthodes de prédiction de la rupture des structures composites stratifiées, et particulièrement les structures à fort gradient (présence des concentrations de contraintes) sous sollicitations mécaniques monotones ou cycliques. Dans ce contexte global et dans la continuité de ces axes de recherches, que nous avons choisi notre thème qui est "Etude de l'endommagement et rupture des stratifiés composites à base de fibres végétales". Cette thèse

se propose de contribuer à l'identification de nouveaux matériaux composites. Ainsi, et pour ce faire, de valoriser et d'étudier l'utilisation potentielle des déchets dans la réalisation de biomatériaux finis. Cette ressource, peu encore exploitée jusqu'à ce jour, a été choisie car en plus d'être de nature végétale et disponible, elle présente l'avantage de minimiser l'impact environnemental.

En corollaire, nous avons utilisé le tissu de jute comme renfort, issues des sacs usagés avec trois architectures textiles (toile, sergé et satin). Et comme matrice, des déchets de polypropylène (PP) issus du processus de fabrication des fils PP. Dès lors, l'exploitation potentielle de ce renfort et de cette matrice à l'avenir, permettra de minimiser les coûts de production mais aussi de favoriser une industrie à bases de produits recyclés.

Après l'élaboration de ces composites, vient un travail important qui s'inscrit dans une démarche de caractérisation du comportement mécanique monotone et cyclique des composites à matrice thermoplastique et à renforts fibres végétales (jute). L'objectif principal est la compréhension du comportement de ces nouveaux matériaux suite à différents types de sollicitations mécaniques (grâce à des essais normalisés) afin de créer ou de déterminer la loi de comportement de ces nouveaux composites.

Le corps de ce manuscrit est donc constitué de quatre chapitres :

Le point de départ qui est **le premier chapitre** repose sur une étude bibliographique qui traite les composites et d'une façon particulière les composites à fibres végétales et à matrices thermoplastiques. Une description détaillée est présentée sur les éléments de base de cette thèse qui sont le tissu de jute et le polypropylène comme matrice de matériau composite. Nous exposons aussi un bref rappel sur la structure, les propriétés des fibres végétales et les différentes architectures textiles. Ce chapitre se terminera par l'étude de la possibilité d'utiliser des matériaux recyclés comme renfort et matrice dans un but écologique.

Le deuxième chapitre propose une revue de la littérature sur le comportement mécanique des matériaux composites ainsi que quelques concepts importants sur la mécanique de la rupture dans les matériaux hétérogènes (fragiles ou ductiles).

La présentation des matériaux et des techniques expérimentales fait l'objet du **troisième chapitre**.

Le quatrième chapitre expose les résultats de cette recherche dont le but initial était de valoriser des déchets en réalisant un matériau innovant ayant des propriétés mécaniques remarquables et concurrentes.

Finalement, ce manuscrit se termine par une dernière partie dressant les principales conclusions à travers une synthèse générale qui ouvre également quelques perspectives.

Références

1. Peijs, T., *Composites for recyclability*. Materials today, 2003. **4**(6): p. 30-35.
2. López, F.A., et al., *Recycling of glass fibers from fiberglass polyester waste composite for the manufacture of glass-ceramic materials*. Journal of Environmental Protection, 2012. **3**(8): p. 740-747.
3. Duan, H., W. Jia, and J. Li, *The recycling of comminuted glass-fiber-reinforced resin from electronic waste*. Journal of the Air & Waste Management Association, 2010. **60**(5): p. 532-539.
4. Liu, L., et al., *Biodegradability of poly (butylene succinate)(PBS) composite reinforced with jute fibre*. Polymer Degradation and Stability, 2009. **94**(1): p. 90-94.
5. Alix, S., et al., *Biocomposite materials from flax plants: preparation and properties*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2008. **39**(12): p. 1793-1801.
6. Lodha, P. and A.N. Netravali, *Characterization of stearic acid modified soy protein isolate resin and ramie fiber reinforced 'green' composites*. Composites Science and Technology, 2005. **65**(7-8): p. 1211-1225.
7. Serizawa, S., K. Inoue, and M. Iji, *Kenaf-fiber-reinforced poly (lactic acid) used for electronic products*. Journal of Applied Polymer Science, 2006. **100**(1): p. 618-624.
8. Gomes, A., et al., *Development and effect of alkali treatment on tensile properties of curaua fiber green composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2007. **38**(8): p. 1811-1820.
9. Goda, K. and Y. Cao, *Research and development of fully green composites reinforced with natural fibers*. Journal of solid mechanics and materials engineering, 2007. **1**(9): p. 1073-1084.
10. Cousins, D.S., et al., *Recycling glass fiber thermoplastic composites from wind turbine blades*. Journal of cleaner production, 2019. **209**: p. 1252-1263.
11. Sorrentino, L., et al., *Flexural and low velocity impact characterization of thermoplastic composites based on PEN and high performance woven fabrics*. Polymer Composites, 2018. **39**(8): p. 2942-2951.
12. Ghazzawi, Y.M., A.F. Osorio, and M.T. Heitzmann, *The effect of fibre length and fibre type on the fire performance of thermoplastic composites: The behaviour of polycarbonate as an example of a charring matrix*. Construction and Building Materials, 2020. **234**: p. 117889.
13. Liu, H., et al., *Modelling damage in fibre-reinforced thermoplastic composite laminates subjected to three-point bend loading*. Composite Structures, 2020. **236**: p. 111889.
14. Gao, F., et al., *Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading: 2. Modelling the effect of damage on macro-mechanical properties*. Composites Science and Technology, 1999. **59**(1): p. 137-145.
15. Osada, T., A. Nakai, and H. Hamada, *Initial fracture behavior of satin woven fabric composites*. Composite structures, 2003. **61**(4): p. 333-339.
16. Daggumati, S., et al., *Local strain in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part I-Experimental analysis*. Composites science and technology, 2011. **71**(8): p. 1171-1179.
17. John, S., I. Herszberg, and F. Coman, *Longitudinal and transverse damage taxonomy in woven composite components*. Composites part B: engineering, 2001. **32**(8): p. 659-668.
18. Deriquetien, B., *Analyse de défaillance pièces plastiques et composites: Recueil de conférences*. Edition CETIM, 2e rencontre, Nantes, 1996: p. 29-30.
19. Pauchard, V., et al., *Développement d'un modèle de durabilité de poutres composites unidirectionnelles renforcées par des fibres de verre*. Oil & Gas Science and Technology, 2001. **56**(6): p. 581-595.

Chapitre I

Polymères thermoplastiques
renforcés de fibres végétales

I. 1. INTRODUCTION

Les matériaux composites ont joué un rôle important dans l'histoire de l'humanité, qu'il s'agisse d'abriter les premières civilisations ou de permettre les innovations futures. Ils offrent de nombreux avantages, dont les principaux sont la résistance à la corrosion, la facilité de conception, la durabilité, la légèreté et la solidité. Les composites sont présents dans notre vie quotidienne, notamment dans les produits utilisés dans la construction, les applications médicales, le pétrole et le gaz, les transports, le sport, l'aérospatiale, et bien d'autres.

Ce chapitre aborde les matériaux composites à fibres en particulier les polymères thermoplastiques renforcés de fibres végétales, et l'étude de la possibilité d'utiliser des matériaux recyclés comme renfort et matrice dans un but écologique.

I. 2. LES MATERIAUX COMPOSITES

D'une manière générale, tout matériau constitué de deux ou plusieurs constituants non miscibles ayant des propriétés différentes ou non peut être désigné comme un matériau composite (figure I. 1). En outre, l'idée d'associer plusieurs constituants pour l'obtention d'un matériau dont les propriétés diffèrent de celles de ses composants individuels est utilisée par l'homme de puis des milliers d'années [1]. Habituellement, il s'agit d'une phase discontinue, solide et rigide, connu sous le nom de renfort (fibres), tandis que l'autre ou les autres sont plus faibles, moins solides et continus, connus sous le nom de matrice [2-4]. Cette dernière a pour rôle de transférer les charges extérieures du composite entre les fibres et d'assurer leur protection.

Au cours de ces dernières décennies, le développement des composites devient un souci permanent de nombreux chercheurs et industriels. Selon le domaine d'application des composites, les différents secteurs ont leurs propres exigences. Devant ces exigences pratiques, l'élaboration de nouvelles fibres et matrices a connu un grand essor. Une attention particulière est prise sur le développement des différentes interfaces renforts-matrice [5, 6]. En pratique, trois facteurs principaux peuvent affecter les propriétés des composites : les constituants, leur géométrie/répartition et la fraction volumique du renfort [7]. En effet, la répartition du renfort confère au composite ses principales caractéristiques. Au fur et à mesure que le renfort est moins uniforme, les composites deviennent plus hétérogènes. Cependant, la géométrie et l'orientation affectent l'anisotropie du système. Aussi, par rapport aux fibres longues où la charge est supportée principalement par les fibres, les fibres courtes sont le meilleur choix pour les matériaux composites à faible et à moyenne performances.

Bien qu'il existe de différentes sortes de matériaux composites (le béton, la boue, le contreplaqué...), ce terme s'adresse plus particulièrement aux pièces plastiques constituées

d'une matrice polymère et d'un élément renforçant de type fibreux tel que défini dans la figure (I. 1). Quoique les performances du matériau de renfort soient supérieures à celles de la matrice, cette dernière est chargée de maintenir les fibres en place et de donner la forme finale du matériau à fabriquer.

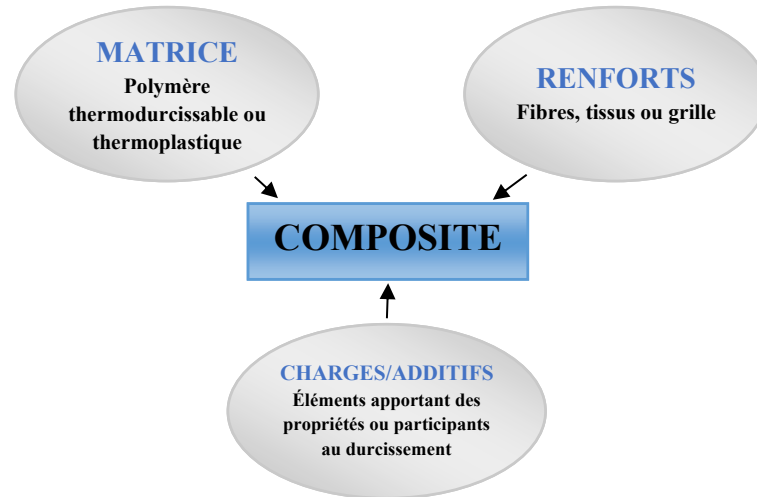


Figure I. 1. Matériau composite.

Le choix du renfort et de la matrice dépend des propriétés finales recherchées à l'usage, de la possibilité de les assembler et de leur coût.

I. 2. 1. Renforts fibreux

Les renforts provenant de diverses sources sont commercialisés sous forme de fibres, de particules, de flocons, de trichites, etc. Cependant, la plupart des renforts sont des fibres sous différentes architectures. Elles sont plus solides et plus rigides que toute autre forme de matériau [8]. Les renforts fibreux utilisés dans les composites peuvent être classés en trois grandes catégories : les fibres polymères, les fibres de carbone et les fibres inorganiques [9].

Les fibres polymériques peuvent être synthétiques ou naturelles. Il existe des matériaux composites renforcés par des fibres synthétiques (aramide, carbone, verre), qui sont notamment utilisés dans les domaines d'aéronautique, du bâtiment et d'automobile. La fibre de verre est la plus utilisée en raison de ses propriétés mécaniques intéressantes et de son faible coût par rapport à la fibre de carbone [10]. Les fibres synthétiques présentent également certains inconvénients : des coûts de production élevés, des risques pour la santé et des effets négatifs sur l'environnement [11]. Entre autres, pour surmonter ces problèmes, plusieurs scientifiques ont mené des études pour développer des composites renforcés par des fibres naturelles. Ces renforts naturels, qui seront détaillés par la suite, présentent de nombreux avantages notamment leur faible densité, leur robustesse et leur nature biodégradable. Il est à noter que les fibres naturelles peuvent être utilisées à leur état natif ou après transformation à une autre forme avec

une plus grande valeur ajoutée [8]. Dans ce but, des efforts sont faits pour la substitution des fibres synthétiques à base de produits pétrochimiques [12]. Cependant, on se limite dans ce chapitre à présenter les composites thermoplastiques renforcés par les fibres végétales.

Parmi les principaux objectifs de toute confection de composite renforcé de fibres est de concevoir une architecture du renfort permettant une résistance adéquate aux sollicitations extérieures. Un certain nombre d'études sur les composites renforcés de fibres naturelles ont révélé que leurs propriétés mécaniques sont fortement influencées par des paramètres tels que la fraction des fibres (volume/poids), l'orientation des fibres, le rapport de forme (longueur/largeur) des fibres, la longueur des fibres, l'adhésion fibre-matrice et le transfert des contraintes à l'interface [13]. Le choix adéquat de ces paramètres est très important, car il a un effet sur les caractéristiques du composite à savoir : la densité, la résistance à la compression, la résistance et le module de traction, les propriétés de rupture et de fatigue, la réponse aux chocs, les propriétés électriques, thermique et notamment le prix de revient [9, 14, 15].

1. 2. 1. 1. Facteur de forme des fibres

Le facteur de forme (longueur/largeur) des fibres a un effet considérable sur les propriétés des composites. Il est à noter que le transfert de charge à partir de la matrice sur les fibres sera facile et très efficace dans un renfort fibreux continu, tandis que dans le cas d'un renfort à base de fibres courtes, ces dernières doivent avoir une longueur suffisante pour transférer la charge d'une manière efficace [16]. Il est donc important de conserver la longueur des fibres autant que possible pendant les opérations de traitement des composites. Le rapport de forme des fibres doit être compris entre 100 et 200 pour une efficacité optimale [17].

1. 2. 1. 2. Fraction volumique des fibres

Les équations permettant de prédire les propriétés mécaniques des composites renforcés de fibres courtes et continues ont pour facteur commun la fraction volumique des fibres. Ceci est dû au fait que cette dernière est directement liée à la résistance du composite [14, 18]. Cette variation de résistance axiale dans un composite renforcé de fibres continues avec une fraction volumique de fibres est très bien prédite par la règle des mélanges et peut être illustrée par la figure (I. 2). Comme on peut l'observer, la résistance à la traction diminue considérablement à faible fraction volumique de fibres, ce qui peut s'expliquer par une dilution de la matrice et l'introduction de défauts dans la matrice aux extrémités des fibres, c'est-à-dire là où se produit la concentration de contraintes. À une fraction volumique élevée, la résistance à la traction s'améliore, ce qui peut s'expliquer par le fait que les effets du renforcement des fibres sont plus importants que l'influence de la distribution de la matrice. Les propriétés de traction des composites s'améliorent avec l'augmentation de la fraction volumique des fibres. La fraction

volumique de fibres à laquelle la résistance des composites cesse de diminuer et commence à s'améliorer est connue sous le nom de fraction volumique critique de fibres. Pour que les fibres aient un effet de renforcement, leur proportion doit être au moins égale à la fraction volumique critique [19].

Cependant, pour que le composite soit performant, la fraction volumique des fibres doit être supérieure à la fraction volumique à laquelle la résistance du composite est supérieure à celle de la matrice. La figure (I. 2) montre la résistance du composite en fonction de la fraction volumique. Une fois que la fraction volumique critique de fibres est atteinte, la rupture du composite peut être régie soit par la rupture de la matrice, soit par la rupture des fibres.

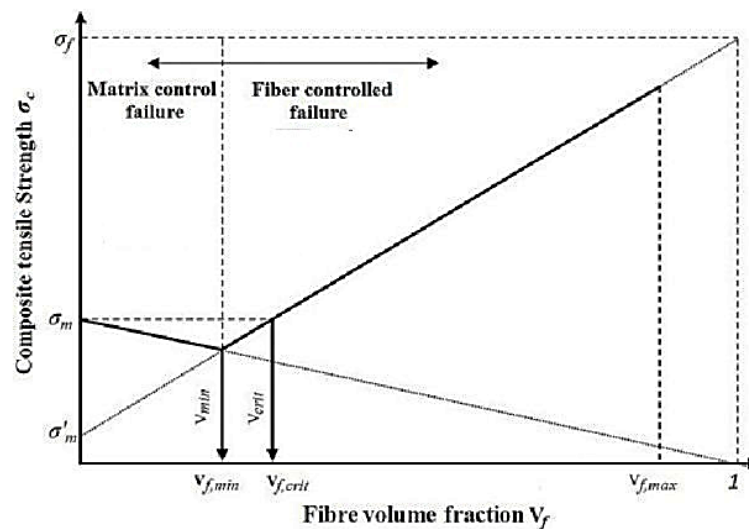


Figure I. 2. Effet de la fraction volumique des fibres sur les propriétés mécaniques du composite.

1. 2. 1. 3. Dispersion et orientation des fibres

La dispersion des fibres dans la matrice influence la répartition des contraintes au sein du composite. Une bonne adhérence est obtenue grâce à une bonne dispersion des fibres dans la matrice pour permettre une amélioration des performances mécaniques des composites. Généralement, la dispersion des fibres varie en fonction de la longueur des fibres (courtes, longues) et des facteurs de traitement tels que la pression et la température. L'angle d'orientation des fibres est également un paramètre important qui influence les propriétés des composites. Une diminution de la résistance et du module a été observée en augmentant l'orientation des fibres par rapport à la charge des fibres. Il est intéressant de noter que les meilleures propriétés mécaniques sont observées pour les composites lorsque l'orientation des fibres est parallèle à leur direction de chargement [20].

I. 2. 1. 4. Architecture du renfort fibreux

L'architecture des renforts doit être adaptée aux fonctions techniques à remplir. Des fibres sous diverses formes (coupées ou continues) sont associées à la matrice pour la fabrication de composites afin d'offrir une certaine flexibilité en matière de coût, de résistance et de processus. L'architecture fait généralement référence à la position des fibres par rapport à un système de coordonnées [21]. Les composites en termes de disposition des fibres peuvent être classés en composites renforcés par des fibres 1D, 2D et 3D. Les technologies textiles conventionnelles, c'est-à-dire le tissage, le tricotage, le non-tissé et le tressage, sont couramment utilisées pour concevoir des architectures de tissu uniques afin de répondre à un large éventail de procédés de fabrication et d'exigences en matière de produits finis. Les tissus tissés, tricotés et tressés sont fabriqués à l'aide de fibres continues sous forme de fils, tandis que les tissus non tissés sont fabriqués à l'aide de fibres courtes [22].

1. Catégories de tissu

Le tissage est la technique de constitution des tissus la plus ancienne et la plus couramment utilisée [23]. Les tissus sont fabriqués par l'entrelacement de deux ensembles de fils perpendiculaires l'un à l'autre (figure I. 3). Les fils qui s'étendent le long du tissu s'appellent les fils de chaîne (la direction de la chaîne est parallèle au grand axe du tissu) et les fils perpendiculaires à la chaîne sont appelés fils de remplissage ou fils de trames (la direction de remplissage est perpendiculaire à la direction de déformation).

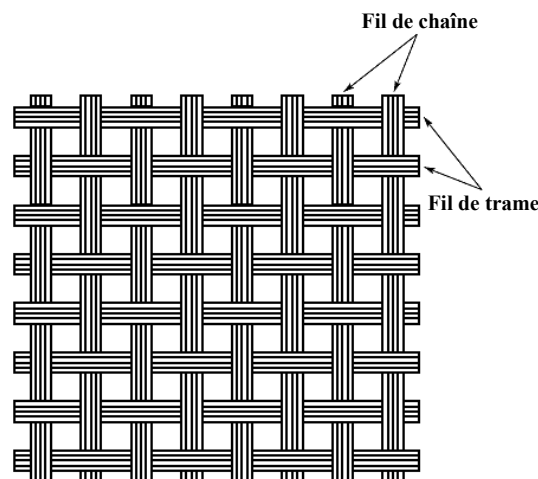


Figure I. 3. Convention trame et chaîne.

Les tissus ont des propriétés différentes selon le motif du tissage, appelé dessin de l'armure. Il existe un nombre infini de façons d'entrelacer les fils de chaîne et de trame, mais la toile, le sergé et le satin sont les trois modèles de tissage de base (figure I. 4) pour développer un tissu [24] et sont aussi ceux utilisés dans le cadre de cette thèse.

- **La toile ou taffetas**, l'armure la plus simple : chaque fil de chaîne passe alternativement au-dessus et en dessous de chaque fil de trame (figure. 1. 4a). Le tissu présente une bonne planéité et une relative rigidité, mais, il est peu déformable pour la mise en œuvre. Les nombreux entrecroisements successifs génèrent un embuvage important et réduisent les propriétés mécaniques.

- **Le sergé NxM** : Chaque fil de chaîne passe au-dessus de (N) fils de trame et chaque fil de trame passe au-dessus de (M) fils de chaîne. Un sergé 2x2 est schématisé sur la (figure. 1. 4b).

- **Le satin** : Chaque fil de chaîne passe au-dessus de plusieurs (n-1) fils de trame et réciproquement. Ces tissus ont des aspects différents de chaque côté. Ces tissus sont assez souples et adaptés à la mise en forme de pièces à surfaces complexes. Ce type de tissus présente une forte masse spécifique (figure. 1. 4c).

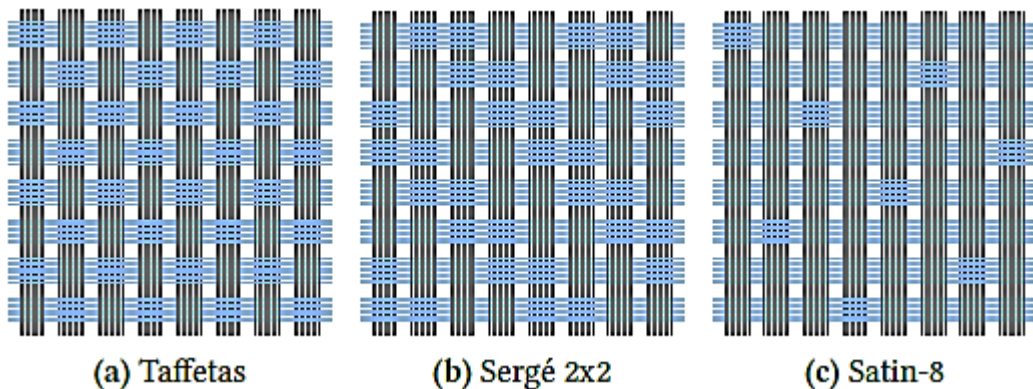


Figure I. 4. Différentes armures de tissage 2D.

La combinaison de ces trois types d'armures avec la multiplicité de géométries et de matériaux disponibles pour la mèche permet d'obtenir une grande diversité de renforts tissés. Si le renfort est identique dans la direction chaîne et dans la direction trame, on parle de tissu équilibré. De façon générale, un tissu peut être caractérisé par son armure, la disposition relative des chaînes et des trames, et son embuvage.

2. Paramètres de définition importants

Il est important de souligner la grande variété des renforts tissés. Il est par ailleurs possible de construire des tissus mixtes en utilisant des matériaux différents dans les directions chaîne et trame, ou des tissus hybrides en employant des fils de natures différentes dans la même direction. Un tissu est dit équilibré lorsque les fils de chaîne et de trame sont identiques ou très semblables et que le motif du tissage est symétrique. Le comportement mécanique des tissus dépend fortement de la nature des mèches constitutives ainsi que de leurs armures [25].

La rigidité et la résistance des tissus sont généralement inférieures à celles obtenues avec des fibres unidirectionnelles. Cette diminution est due à l'ondulation des fibres. En effet, dans tout tissu, le fil doit passer au-dessus ou au-dessous d'un (ou plusieurs) fil(s) voisin(s) à chaque point de croisement, ce qui entraîne une ondulation préexistante de la fibre. C'est une grandeur locale, qui macroscopiquement se quantifie par le terme appelé embuvage.

De ce fait, pour caractériser un tissu de fibre utilisé comme renfort pour les matériaux composites, on donnera [26]:

- Pour le fil : sa nature et son type (mode d'assemblage, avec ou sans torsion, traitement de surface, etc.), sa ténacité (sa résistance à la rupture en traction en Newton), sa masse linéique (en tex, 1tex = 1g / km) et sa rigidité (en Newton),

- Pour le tissu : son armure, sa contexture (densité, en fil / mm du tissu), son embuvage et son retrait.

Embuvage : est la différence entre la longueur de fil de chaîne extrait du tissu à l'état tendu et la longueur de ce même fil inséré dans le tissu.

Retrait : est la différence entre la longueur de fil de trame extrait du tissu à l'état tendu et la longueur de la même trame insérée dans le tissu.

L'embuvage caractérise l'ondulation des mèches de chaîne (en %), il est défini par :

$$\text{Embuvage} = \frac{\text{longueur d'un fil} - \text{longueur du tissu dont il est extrait}}{\text{longueur du tissu}} \times 100$$

L'embuvage et le retrait seront d'autant plus élevés que l'état d'ondulation du tissu sera important (figure I. 5). Comme déjà mentionné auparavant, ce phénomène entraîne une modification du comportement du tissu comparativement à celles des fils constitutifs [27].

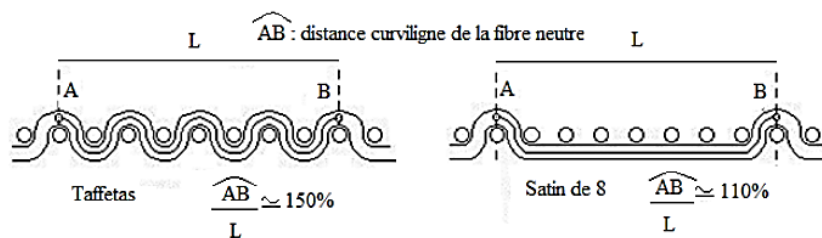


Figure I. 5. Principe de mesure de l'embuvage des structures tissées 2D.

En règle générale, plus on réduit les entrelacements de mèches, plus le renfort va gagner en souplesse et en déformabilité. C'est le cas des architectures satin qui sont très souples et qui sont plus à même de convenir à la mise en forme de pièces à surfaces complexes. Les taffetas, au contraire, sont très rigides. Leur embuvage important réduit les propriétés mécaniques du renfort. Le sergé s'adapte bien au cisaillement plan, lui donnant une forte drapabilité [27].

I. 2. 2. Matrices

La matrice peut être polymérique, métallique ou céramique. Il peut y avoir différentes compositions chimiques et arrangements microstructuraux dans chaque catégorie [9, 14]. En général, la matrice peut prendre la forme de presque n'importe quel matériau. Cependant, les matrices polymères sont les plus utilisées puisqu'elles constituent plus de 99 % des composites [28]. Ces matrices se répartissent en deux catégories principales : les thermoplastiques et les thermodurcissables. Les propriétés de la matrice déterminent le domaine d'application des composites à matrice polymère. En fait, les thermoplastiques sont principalement utilisés dans des applications non structurelles, tandis que les matrices thermodurcissables trouvent leur application dans la fabrication de matériaux structureaux [29].

I. 3. COMPOSITES A MATRICE THERMOPLASTIQUE ET FIBRES NATURELLES

Alors que l'industrie tente de réduire sa dépendance aux carburants et aux produits dérivés du pétrole, il est de plus en plus nécessaire de rechercher des matériaux plus écologiques et durables pour remplacer les matériaux actuels renforcés de fibres de verre et de carbone. C'est pourquoi l'attention s'est récemment portée sur la fabrication et les propriétés des matériaux renforcés de fibres naturelles. Les industries automobile et aérospatiale ont toutes deux manifesté leur intérêt pour l'utilisation de composites renforcés par des fibres naturelles.

Par exemple, afin de réduire le poids des véhicules, les constructeurs automobiles sont déjà passés de l'acier à l'aluminium et passent maintenant de l'aluminium aux composites renforcés de fibres pour certaines applications.

Cela a conduit à des prévisions selon lesquelles, dans un avenir proche, les plastiques et les composites polymères représenteront environ 15 % du poids total des automobiles [30].

Les matériaux plastiques renforcés par des fibres ont commencé à être utilisés en 1908 avec des fibres de cellulose dans des matrices phénoliques et consistaient en des tissus textiles et des "mats" ou papiers imprégnés de résine qui est ensuite durcis. Actuellement, la fibre de verre est le principal matériau de renforcement dans les composites thermoplastiques et thermodurcissables.

Sans aucun doute, le facteur le plus important qui a conduit au développement rapide des composites est la réduction de poids qui peut être obtenue par l'utilisation de fibres à faible densité, avec un module élastique et une résistance élevée. Après des décennies d'utilisation de fibres synthétiques coûteuses et peu écologiques, la communauté scientifique a mené des recherches sur les fibres naturelles ces dernières années, motivée par la recherche de matériaux compatibles avec l'environnement [31-34].

Par rapport aux matériaux composites à matrice thermodurcissable, les matériaux composites à matrice thermoplastique et fibres continues sont relativement nouveaux sur le marché industriel. Cependant, les résines thermoplastiques présentent de nombreux avantages : une meilleure stabilité thermique, une meilleure résistance aux chocs et à l'environnement, et des cycles de moulage plus courts. Par conséquent, ces matériaux sont devenus un candidat majeur pour la production en série de structures à haute performance. Depuis quelques années, différents secteurs dans l'industrie, dont le secteur énergétique [35], médical [36], sportif [37], et plus particulièrement le secteur automobile [38, 39], ont montré un intérêt croissant dans leurs processus de fabrication et de transformation.

Comme il est montré dans le tableau (I. 1), des fibres lignocellulosiques ont été ajoutées à diverses matrices thermoplastiques. Les résultats rapportés dans un grand nombre de recherche indiquent que les fibres naturelles peuvent être utilisées comme renforts pour les plastiques [40-42].

Tableau. I. 1. Composites à matrice thermoplastique et fibres naturelles [43].

Fibre	Matrices Thermoplastiques	Fibre	Matrices Thermoplastiques
Cellulose	PP	Bois farine/ fibre	PP
	PE		PE
	PA66		PS
	PS		PVC
	PVC		
Lin	PP	Bambou	PP
	PE		
Jute	PP	Bagasse	PP
	PE		
Abaca	PHBV	Genêt	PP
Sisal	PP	Henequen	PE
	PE		PVC
	PS		PMMA
	PLA		PP
Kénaif	PP	Chanvre	PP
Ramie	PP	Ananas	PE

I. 3. 1. Composites à base de polypropylène (PP)

Parmi les différents polymères thermoplastiques, le polypropylène est peut-être l'un des plus utilisés en raison de ses propriétés distinctes telles que la stabilité dimensionnelle, la température élevée de déformation à la chaleur, la résistance à la flamme et la transparence [44]. La recyclabilité de ces matériaux est un avantage qui réduira les déchets jetables et donc économique. Le polypropylène récupéré a révélé une densité plus élevée, une porosité plus faible et une propriété d'absorption d'eau avec une stabilité dimensionnelle élevée par rapport

aux composites et au polypropylène natif, qui a également présenté d'excellentes propriétés mécaniques telles que la résistance et la force de traction [45-48].

Shubhra et al. [48] dans leur excellent article de synthèse sur les composites de polypropylène ont largement couvert les propriétés mécaniques de différents composites renforcés de fibres naturelles. La figure (I. 6) montre les résultats de la résistance à la traction, à la flexion et à l'impact de différents composites PP renforcés par des fibres naturelles.

Ces composites à base de polypropylène ont montré une résistance à la flexion supérieure à celle du polypropylène. Les propriétés mécaniques telles que la résistance à la traction, le module de traction et la résistance à l'impact des composites unidirectionnels à base de coco renforcé au polypropylène augmentent avec la charge en fibres. Les composites renforcés jusqu'à 30% en poids présentent un ensemble idéal de propriétés mécaniques.

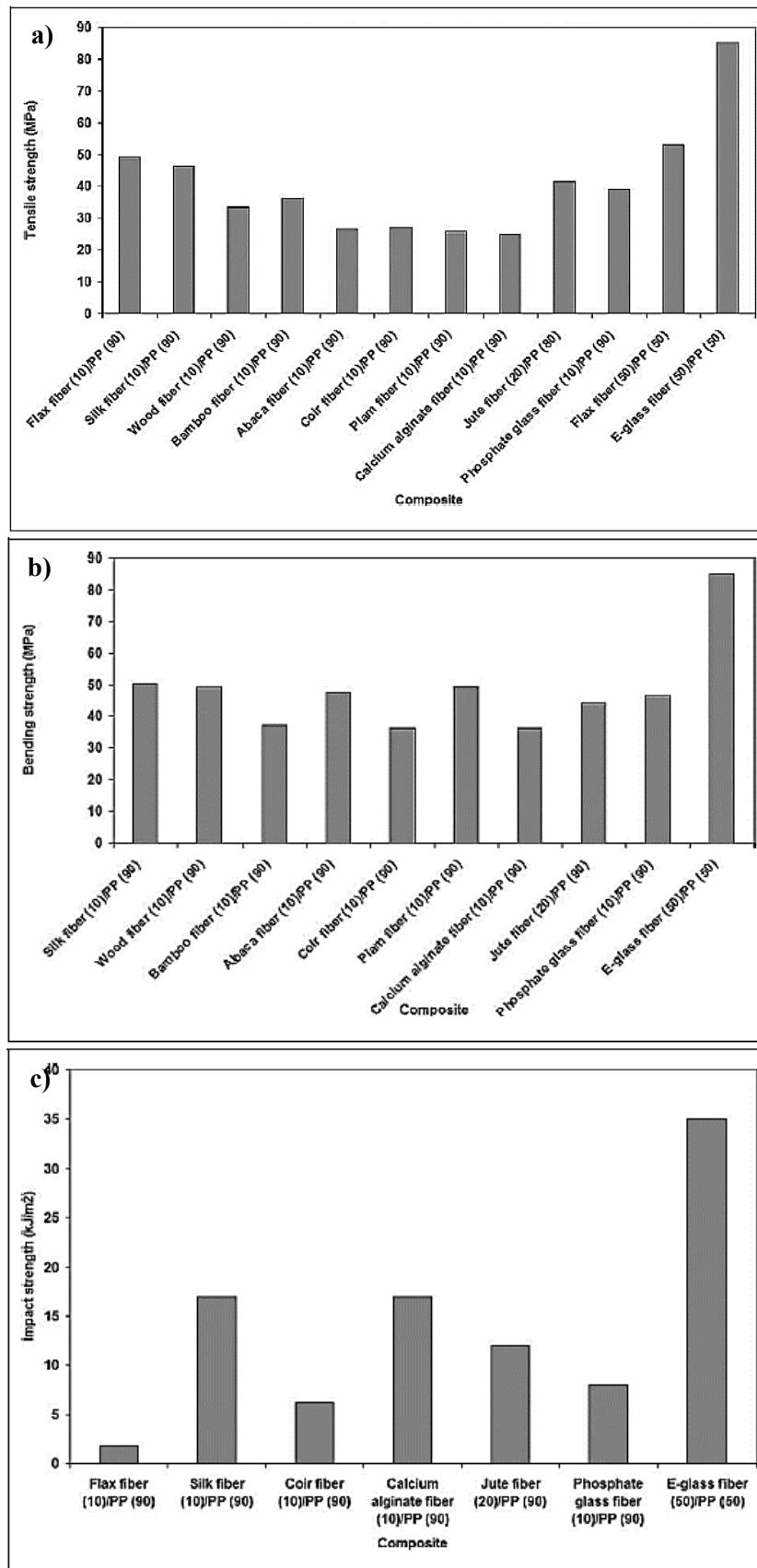


Figure I. 6. (a) Résistance à la traction, (b) résistance à la flexion et (c) résistance aux chocs de différents composites en polypropylène renforcé de fibres.

I. 3. 2. Fibres naturelles

Les problèmes écologiques qui se sont posés au cours de ces deux dernières décennies ont mis en évidence la nécessité de rechercher de nouvelles alternatives qui pourraient remplacer les fibres synthétiques par d'autres ayant un impact moins néfaste sur l'environnement [49-52]. Cela a suscité un regain d'intérêt pour les matériaux naturels qui pourraient être utilisés comme renforts ou charges dans les composites et sont donc appelés "composites renforcés de fibres naturelles" ou "éco-composites" [53]. Ils sont également appelés "bio-composites" [54]. Plusieurs chercheurs ont eu l'idée de renforcer des polymères par différentes fibres naturelles afin de produire des composites écologiques pour plusieurs applications qui ne nécessitent pas d'excellentes propriétés mécaniques, comme les structures de bâtiments secondaires/tertiaires, les panneaux de portes de voitures, les emballages, etc. [51]. L'utilisation de fibres naturelles comme renforts dans les composites a augmenté depuis lors et a remplacé plusieurs composites renforcés de fibres synthétiques dans de nombreuses applications telles que l'automobile, la marine, l'aérospatiale, les industries de la construction, etc. [49-52, 55]. Cela est principalement dû aux recherches approfondies qui ont été menées, à leur caractère écologique / biodégradable, à leur faible coût et à leurs propriétés physiques et mécaniques intéressantes (faible densité, bonne résistance, souplesse de mise en œuvre, rigidité spécifique élevée, etc.) [52, 54].

Comme leur nom l'indique, les fibres naturelles sont des matériaux renouvelables et biodégradables. Elles peuvent également être classées selon leur origine en trois familles ; fibres animales (poils), fibres végétales (graines, tiges, feuilles, fruits) et fibres minérales (amiante) (figure I. 7) [29, 56-59].

Les fibres végétales sont toutes des cellules sclérenchymateuses, c'est-à-dire celles qui présentent une longueur bien supérieure à la largeur. Ainsi, du point de vue histologique, le terme fibre a été utilisé pour désigner une grande variété de types cellulaires qui se caractérisent par une forme allongée, une paroi secondaire épaisse et régulière avec l'apparition de ponctuations [60]. Ces fibres végétales peuvent présenter des teneurs élevées en cellulose et en lignine et c'est pour cette raison qu'ils sont connus sous le nom de fibres lignocellulosiques.

Il est pratiquement impossible de déterminer avec précision le nombre de plantes qui pourraient fournir des fibres, que ce soit à des fins textiles ou à d'autres fins, comme de simples matériaux fibreux. Cependant, dans la pratique actuelle, seules quelques dizaines sont effectivement utilisées.

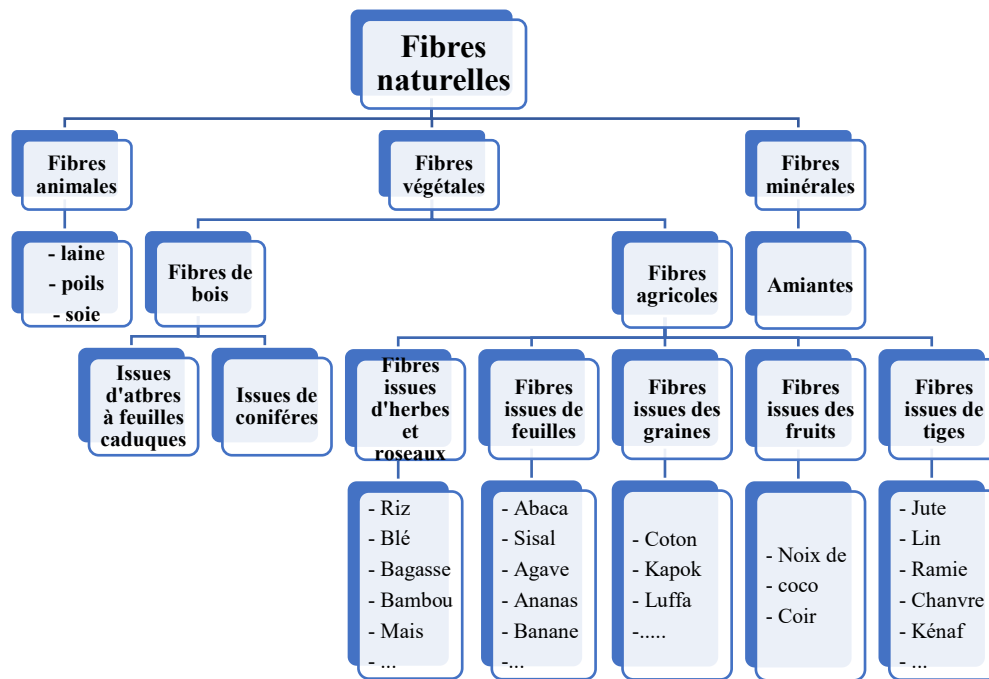


Figure I. 7. Classification des fibres naturelles selon leur origine (adapté).

La figure (I. 8) présente quelques-unes des fibres végétales les plus courantes qui sont utilisées comme renfort dans les polymères pour fabriquer des composites polymères, notamment avec des charges de taille nanométrique.



Figure I. 8. Différents types de fibres naturelles utilisées comme renfort [61].

Certains d'entre eux, comme le coton, le jute, le lin et le sisal, sont les plus importants sur le plan économique. Il n'est cependant pas improbable que certaines fibres textiles

actuellement de valeur secondaire puissent un jour se substituer à d'autres fibres traditionnelles ou qu'avec le développement de la technologie, leur utilisation industrielle s'intensifie et commence à occuper le groupe des fibres primaires.

Actuellement, les fibres lignocellulosiques naturelles sont utilisées dans les secteurs artisanaux et industriels les plus diversifiés :

- Industrie textile ;
- Industrie automobile ;
- Industrie de papier ;
- Industrie de chaussure ;
- Industrie de la construction civile.

Enfin, les industriels choisissent de remplacer les fibres synthétiques par d'autres fibres végétales, essentiellement en fonction de leurs propriétés mécaniques, des coûts des fibres et de leurs coûts de transformation, en tenant compte aussi de la stratégie de plusieurs pays vers l'économie verte : en utilisant des ressources renouvelables et biodégradables, les émissions des moyens de transport sont minimisées et aucun traitement spécial n'est requis après la mise au rebut des produits. Compte tenu des caractéristiques économiques, techniques et écologiques des fibres synthétiques et des fibres végétales, elles sont comparées. Les fibres végétales sont caractérisées par une faible densité de 1.30 à 1.55 g.cm⁻³, tout en maintenant une bonne résistance. Elles ont donc une bonne résistance spécifique [62, 63].

Ashby [64] a présenté les modules et les résistances spécifiques en traction de différentes fibres naturelles (lin, chanvre, jute) et synthétiques. La figure (I. 9) montre clairement que le module spécifique de la fibre de lin est supérieur à celui de la fibre de verre, tandis que la résistance est presque égale.

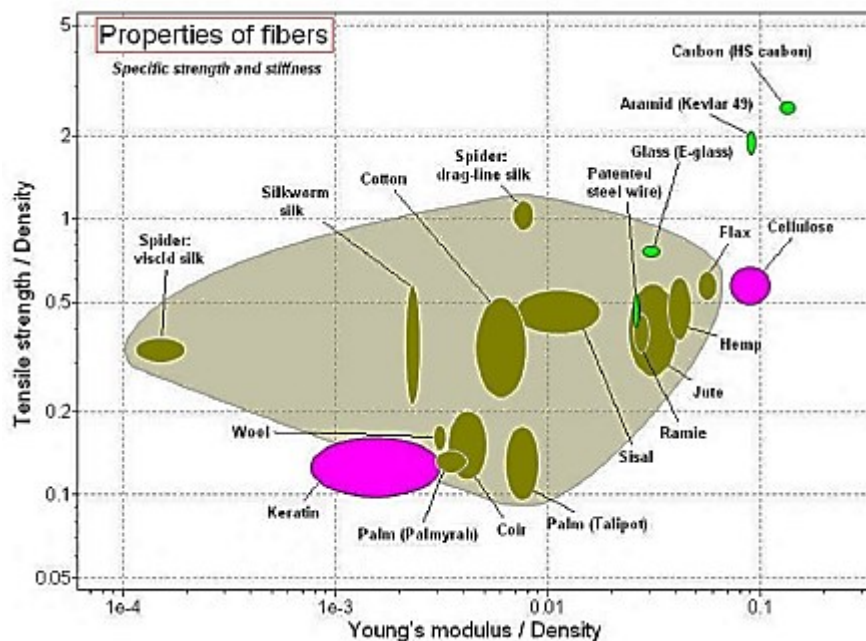


Figure I. 9. Propriétés spécifiques des fibres naturelles et des fibres synthétiques [65].

Les propriétés mécaniques et les propriétés physiques des fibres naturelles varient considérablement en fonction de la composition chimique et structurale, du type de fibre et des conditions de croissance. Les propriétés mécaniques [65] des fibres végétales sont bien inférieures à celles des fibres de verre de renforcement concurrentes les plus utilisées (tableau I. 2). Cependant, en raison de leur faible densité, les propriétés spécifiques (rapport propriété / densité), la résistance et la rigidité des fibres végétales sont comparables aux valeurs des fibres de verre [4].

Tableau. I. 2. Propriétés comparatives des fibres naturelles avec les fibres synthétiques [66].

Fibre	ρ (g/cm ³)	D (μ m)	σ (MPa)	σ/ρ	E (GPa)	E/ ρ	ε (%)
Ramie	1.5	18-80	400-938	300-600	61.4-128	40.9-85.3	1.2-3.8
Lin	1.5	5-38	345-1100	200-700	27.6	18.4	2.7-3.2
Sisal	1.45	7-47	530-640	366-441	9.4-22	6.5-15.2	3-7
Bambou	1.1	88-250	500	454	35.91	32.6	1.4
Chanvre	1.48	10-51	550-900	372-608	70	47.3	2-4
Jute	1.46	5-25	393-800	269-548	10-30	6.85-20.6	1.5-1.8
Kénafe	1.45	12-36	930	641	53	36.55	1.6
Coir	1.2	--	175	146	4-6	3.3-5	30
Coton	1.6	--	287-597	179-373	2.5	2.17	7-8
Basalte	2.63	10.2	1282	--	72.2	--	3.03
Cellulose	1.5	12	833	555	20	13.3	13
Verre-S	2.5	--	4580	1832	85	35	4.6
Verre-E	2.55	12-25	3400	1333	73	28.63	3.4
Aramide	1.4	--	3000-3150	2100-2200	63.67	45-47.8	3.3-3.7
Carbone	1.82	8.2	2550	1401	200	109.9	1.3

I. 4. HISTORIQUE DES FIBRES VÉGÉTALES DANS L'INDUSTRIE DES COMPOSITES

D'un point de vue historique, l'utilisation de ressources naturelles comme matériau n'est pas nouvelle pour l'humanité. L'utilisation de ces fibres cellulosiques naturelles remonte à plus de 10 000 ans. Vers 8 000 avant J.-C., au Moyen-Orient et en Chine, les celluloses étaient utilisées pour les textiles. Par exemple, les vêtements en fibres de lin remontent à environ 3 000 ans avant J.-C. et les Babyloniens utilisaient les fibres de lin pour l'enterrement vers 650 avant J.-C. [67]. L'utilisation de fibres végétales en tant que matériaux de renforcement remonte à la préhistoire, lorsque les anciens Égyptiens mélangeaient de la boue du Nil avec de la paille pour fabriquer des briques et pour obtenir des briques plus résistantes, ils les font cuire au soleil. Les briques de boue étaient une technologie très répandue dans le monde antique pour construire les maisons. La cuisson des briques leur donnait plus de résistance. La composition des briques de terre est faite d'argile, de limon, de sable et de paille. De plus, les fibres naturelles et la boue formaient les murs des maisons des agriculteurs dans plusieurs régions rurales du monde. Le bambou, les fibres de tige, le bois et d'autres fibres naturelles ont été utilisés pour former des nattes qui ont été utilisées dans les matériaux de construction. Pour des parois tissées, des matériaux de renforcement tels que la paille ou le chanvre étaient utilisés. Aussi, la construction d'un toit faisait appel à plusieurs types de fibres naturelles, par exemple du bambou pour former une grille, recouverte de feuilles de palmier pour fermer les ouvertures de la grille, puis collée par de la boue des deux côtés pour former un composite multicouche.

Un autre exemple d'application des composites à base de fibres naturelles a été développé par les anciens Égyptiens en 2000 avant J.-C. en inventant le papyrus. Ils ont utilisé la couche intérieure de la tige du papyrus, l'ont découpée en longues bandes, posées côte à côte pour former un laminé, puis recouvertes d'une autre bande posée à 90° sur le dessus du premier laminé, les deux couches seront immergées dans l'eau et pressées ensemble pendant 21 jours. Le jus de la plante, qui est une colle, va lier les deux couches ensemble pour former un composite stratifié après avoir été séché au soleil.

Ces petits exemples d'application de matériaux composites utilisant des fibres naturelles prouvent que le progrès des composites n'est pas strictement moderne par invention. Les progrès scientifiques au fil des ans donnent aux applications composites une grande évolution, en particulier lorsque les nouvelles résines chimiques ont été développées ainsi que les différents types de fibres synthétiques. L'utilisation de fibres naturelles pour les applications techniques des composites a récemment fait l'objet de recherches intensives et a suscité d'énormes demandes [68-74].

Les ressources naturelles ont été progressivement remplacées par des matériaux synthétisés à partir de ressources fossiles. Par conséquent, depuis les années 1940, l'utilisation de matériaux composites polymères renforcés de fibres de verre ou de fibres de carbone a augmenté dans l'industrie, et leur utilisation est progressivement devenue populaire dans l'industrie automobile [28, 75].

Dans le domaine de l'industrie du transport, l'utilisation de fibres naturelles pour la fabrication de sièges et de réservoirs pour la construction d'un avion date de 1896 [49]. Plus récemment, un prototype de voiture en fibres de chanvre a été développé par Henry FORD dans les années 1930 [76]. Cependant, c'est dans les années 1990 que les composites renforcés de fibres végétales sont redevenus attrayants pour la communauté scientifique et le monde industriel.

De nos jours, les applications majeures des fibres végétales concernent principalement l'industrie du transport, du packaging et des sports et loisirs. L'enjeu actuel est le remplacement des fibres conventionnelles par les fibres végétales offrant des propriétés structurelles et fonctionnelles comparables et présentant la même résistance aux sollicitations environnementales (UV, HR) [77].

Une des fibres lignocellulosiques naturelles qui a été largement étudiée et utilisée, y compris les composites polymères de renforcement, est le jute [49]. Cette fibre a été utilisée comme renfort dans la fabrication des composites à matrice polymère proposés dans cette thèse.

I. 5. COMPOSITE JUTE - POLYMERES

Il convient de mentionner que, parmi les fibres utilisées comme renforcement des matériaux composites, le jute apparaît comme un matériau prometteur pour le renforcement composite, car il est relativement bon marché et disponible sur le marché. Cette fibre a une résistance élevée [78] et constitue un excellent substitut aux fibres synthétiques dans de nombreuses applications.

Le jute (*corchorus capsularis*) (figure I. 10) est une fibre végétale textile qui appartient à la famille des "tiliaceae". Cette herbe ligneuse atteint une hauteur de 3 à 4 mètres et sa tige a une épaisseur d'environ 20 mm. Elle pousse dans les climats humides et tropicaux. La saison des semences varie selon la nature et le climat. Les plantes fleurissent 4 à 5 mois après le semis et la récolte commence immédiatement. La fibre utile est contenue entre l'écorce et la tige interne et l'extraction se fait par le processus de macération.



Figure I. 10. Plante de jute et ses fibres en phase de séchage.

Le plus grand fournisseur de jute est le Bangladesh. Après le labourage du sol, les graines sont répandues entre février et juin selon les conditions climatiques. Les fibres de jute ont l'apparence du lin, mais présentent des caractéristiques irrégulières dans la lumière. Cela est dû à des variations dans les parois cellulaires qui sont épaisses dans certaines parties et extrêmement fines dans d'autres. La résistance à la traction n'est pas grande par rapport à d'autres fibres et l'élasticité est faible, mais cela devient un avantage pour la fabrication des sacs car cela signifie qu'ils garderont leur forme lorsqu'ils seront chargés. Sur le plan chimique, le jute se distingue des autres fibres multicellulaires en ce qu'il contient une quantité considérable de lignine, qui accompagne généralement la cellulose dans les tissus ligneux. Le jute est à peine blanchi, car il subit une dégradation lorsqu'il est traité avec du chlore, en particulier dans une solution alcaline. Le jute a de bonnes affinités avec les colorants et est très hygroscopique, régulant l'humidité à 12%, ce qui en fait une matière première idéale pour les sacs, évitant à la fois la sécheresse et la fermentation du produit emballé.

Les fibres et la plante de jute, commercialement appelées "fibres douces", sont utilisées dans la fabrication de toiles et de tissus de jute, de cordes, de ficelles, de tapis, etc. En ce qui concerne son utilisation dans l'industrie textile, les fibres de jute ont une faible pigmentation et peuvent être teintées sans blanchiment. Il se distingue également par une affinité modérée pour les colorants acétiques [54].

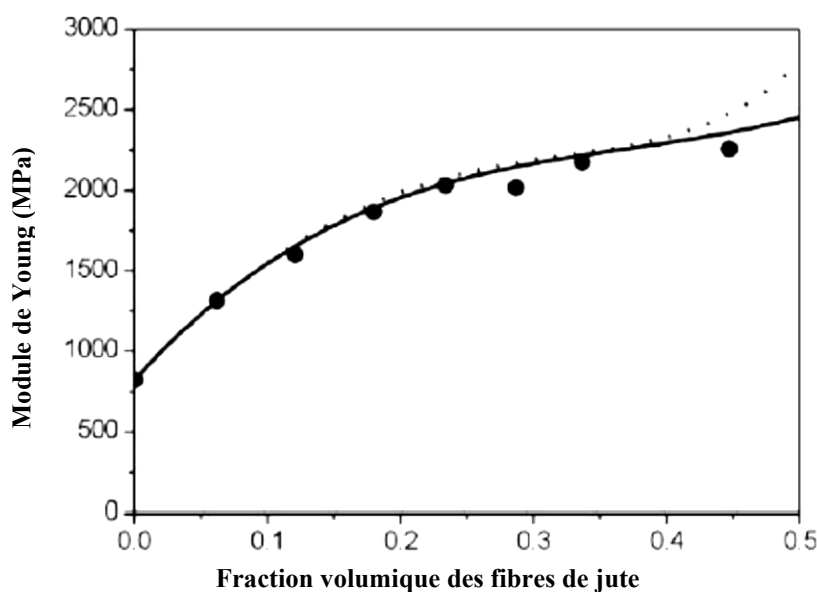
En plus de la fibre, le jute a été largement utilisé sous forme de tissu pour renforcer les composites polymères, ce qui a entraîné une amélioration des propriétés mécaniques de ces matériaux.

Le tableau (I. 3) présente quelques propriétés mécaniques de la fibre de jute [79].

Tableau. I. 3. Propriétés mécaniques de la fibre de jute.

Propriétés	Module d'élasticité (GPa)	Contrainte max en traction (MPa)	Déformation (%)	Module de flexion (GPa)
Fibre de jute	10 - 30	400 - 800	0.7 - 1.8	0.3 - 0.5

Cabral et al [80], ont étudié le comportement mécanique des composites à matrice polypropylène renforcée de fibres de jute et ont trouvé une augmentation du module d'élasticité, (figure I. 11), et de la résistance à la traction en fonction de la fraction volumique du renfort.

**Figure I. 11.** Module d'Young en fonction de la fraction volumique des fibres.

Selon Mohanty et al. [81], une augmentation allant jusqu'à 30 % en volume de la teneur en fibres de jute dans un composite à matrice de polyéthylène haute densité a entraîné une augmentation des propriétés de la résistance à la flexion, à la traction et à l'impact des composites étudiés. Ce comportement est dû au renforcement que la fibre apporte à la matrice, permettant une distribution uniforme de la contrainte entre la matrice polymère et la phase dispersée [82]. Les résultats de cette augmentation peuvent être observés dans le tableau (I. 4), les fractions volumiques de fibres de jute supérieures à 30 % ont entraîné une diminution des résistances à la flexion et à l'impact en raison de la formation de microfissures à l'interface fibre/matrice et d'une non-uniformité dans le transfert des contraintes, avec des anomalies à l'intérieur de la matrice polymérique [83].

Tableau. I. 4. Effet de l'augmentation de la fraction volumique de la fibre de jute sur les propriétés mécaniques.

% des fibres	Résistance à la traction (MPa)	Résistances à la flexion (MPa)	Résistance à l'impact (J/m)
0	20.82	24.07	32.57
10	23.47	26.34	40.82
20	25.68	29.17	46.73
30	27.24	34.83	51.28
45	22.00	27.72	45.80

I. 6. COMPOSITE A BASE DE DECHETS INDUSTRIELS ET NATURELS

De nos jours, l'une des ressources renouvelables les plus sollicitées dans l'élaboration des matériaux composites, provient de sources végétales [84] et des déchets solides générés par l'activité de production agricole et industrielle [85]. En fait, l'utilisation de déchets agricoles provenant de fibres naturelles telles que le lin, le jute, le chanvre, l'ananas, le sisal et les feuilles de palmier pour créer de nouveaux composites écologiques a considérablement augmenté au cours des dernières années. [84, 86, 87].

Dans les années 1970, un nouveau concept connu sous le nom de Wood-Plastic Composites (WPC) a vu le jour, ayant des propriétés mécaniques et physiques proches de celles du bois massif [88]. Le terme composite bois-plastique (WPC) désigne tous les composites renforcés par des substances d'origine végétale (fibres de bois et non-bois) et des thermodurcissables ou des thermoplastiques [89, 90]. Le plastique est une clé d'innovation de nombreux produits dans divers secteurs tels que la construction, la santé, l'électronique, l'automobile, l'emballage et autres. La production mondiale de plastique augmente chaque année. Cela montre que le pourcentage de déchets plastiques s'est retrouvé dans les décharges encore très élevée et occupait un espace immense. Les plastiques peuvent prendre jusqu'à des milliards d'années pour se dégrader naturellement [91].

L'élimination et la gestion des déchets sont la clé de l'avenir. Les entreprises privées ainsi que les gouvernements adoptent des législations afin de relever activement ce défi. L'objectif global est de réduire la quantité de matériaux mis en décharge et d'utiliser tous les moyens possibles pour recycler les matériaux composites. De nombreux travaux ont été consacrés aux différentes étapes de la fabrication des matériaux composites afin de tenter de recycler les constituants, les produits semi-finis, les déchets de produits ou les pièces. Par exemple, dans le cas des matrices thermoplastiques, les composites à fibres continues sont désintégrés à l'aide de la chaleur et les fibres résultantes sont hachées dans des systèmes de

résine thermodurcissable ou réutilisées directement comme dans le cas des fibres de verre de haute qualité [92].

Les nouveaux matériaux composites à base de bois et du plastique sont introduits dans les pays modernes pour promouvoir les déchets de bois et les fibres végétales [93]. Les déchets plastiques représentent une source prometteuse de matière première pour le développement de composites thermoplastiques avec des fibres naturelles, notamment en raison du volume important et du faible coût de ce matériau. Ces composites présentent plusieurs avantages, notamment un faible coût, une faible densité, une faible énergie de fabrication, une faible émission de CO₂, une capacité de renouvellement et un haut niveau de biodégradabilité par rapport aux composites polymères thermoplastiques renforcés par des charges inorganiques [94].

Dans ce contexte, le recyclage des déchets issus du bois industriel ou forestier et du plastique recyclé pour produire d'autres matériaux composites apparaît comme une alternative environnementale et économique [95]. Parmi les déchets végétaux disponibles en Algérie, il y a ceux des palmiers dattier. Agoudjil et al. [96] ont rapporté que certains agriculteurs utilisent partiellement ce bois de palmier, mais la plus grande partie de la matière est jetée. En effet, le développement des composites renforcés à partir de ces déchets est une excellente solution d'un point de vue environnemental. Ils ont conclu que l'utilisation de fibres de palmier dattier avec différents types de polymères peut améliorer les propriétés des composites telles que la résistance à la traction, le module d'Young, la résistance à la flexion, ainsi que les propriétés thermiques et acoustiques [97]. Dehghani et al. [98] ont étudié les propriétés mécaniques et thermiques et la morphologie du (poly-éthylène-téréphtalate) PET recyclé renforcé de fibres de feuilles de palmier dattier. Les propriétés mécaniques atteintes permettent un potentiel d'utilisation dans plusieurs d'applications. Le PET recyclé mélangé avec des fibres de palmier dattier semble être une bonne alternative pour obtenir des produits respectueux à l'environnement. Al-Juruf et al. [99] ont étudié la possibilité d'utiliser des feuilles sèches de palmier dattier et des liants appropriés (ciment Portland, gypse et mélange de ciment hydraulique et de gypse) pour obtenir des produits d'isolation thermique pour les bâtiments. Ils ont conclu que les panneaux de feuilles de palmier sont un bon candidat pour le développement de matériaux isolants efficaces et sûrs.

Un autre type de déchets qui peut être promoteur est le tissu provenant de sacs de jute jetés après usage et c'est l'objectif de la présente thèse. Ces tissus seront utilisés avec une matrice de polypropylène recyclé.

Des tissus grossiers en fibre de jute (*Chorchorus capsularis*) sont largement utilisés dans le monde entier pour la fabrication de la toile de sac pour le stockage de produits de base tels que les pommes de terre, les beats, la laine, le coton, etc. Avec une utilisation continue, la toile de jute perd de sa force et sa capacité à stocker des produits diminue. Dans ce cas, elle est considérée comme un déchet et généralement éliminée comme une ordure ou brûlée. Ces deux modes d'élimination contribuent à la pollution locale et à l'émission de gaz à effet de serre responsables du réchauffement de la planète. La possibilité d'utiliser le tissu de la toile à sac de jute, même effiloché, serait une solution environnementale appropriée [100]. L'une de ces méthodes consiste à utiliser cette toile de jute, en pourcentage limité, comme renfort dans une matrice polymère appropriée, qui peut être suffisamment solide et rigide pour concurrencer les produits en bois et d'autres matériaux conventionnels pour la construction de bâtiments et de meubles [101]. Par conséquent, le coût du composite dépendrait davantage de la résine polymère utilisée comme matrice que des déchets de toile de jute. Par conséquent, les plastiques recyclés peuvent être utilisés comme matrice pour des composites écologiques moins coûteux.

Le recyclage des matières plastiques, principalement du polyéthylène (PE), du polypropylène (PP), du chlorure de polyvinyle (PVC), du polyéthylène téréphtalate (PET) et du polystyrène (PS), est une pratique courante dans la plupart des pays. Les déchets plastiques à faible coût sont normalement disponibles pour une matrice éventuelle pour l'incorporation de tissu de jute. Cela permettrait, en principe, de fabriquer des composites à des coûts inférieurs à ceux des matériaux conventionnels.

Le nouveau paradigme de la préservation de l'environnement et de l'utilisation de produits naturels a contribué à un intérêt accru pour l'utilisation de matériaux d'origine naturelle, tels que les fibres naturelles lignocellulosiques. Actuellement, l'utilisation de ces fibres comme renfort dans les composites polymériques a suscité l'intérêt de la société et de l'industrie. D'une part pour assurer la fixation et la subsistance de l'homme dans le domaine et, d'autre part, pour la possibilité de développer des matériaux à moindre coût et aux caractéristiques environnementales bonnes.

De plus, le recyclage de ce type de composite (WPC) à la fin de sa vie utile pourrait apporter des avantages environnementaux supplémentaires [89]. Par conséquent, le développement et la production de composites à partir de déchets agricoles et plastiques sont des solutions prometteuses pour le recyclage des déchets et leur utilisation en tant que sources renouvelables [102].

I. 7. REFERENCES

1. Vasiliev, V.V. and E.V. Morozov, *Advanced mechanics of composite materials and structural elements*. 2013: Newnes.
2. Aridi, N., et al., *Mechanical and morphological properties of injection-molded rice husk polypropylene composites*. International Journal of polymer analysis and characterization, 2016. **21**(4): p. 305-313.
3. Sharma, A., N.N. Rao, and M. Krupashankara, *Development of eco-friendly and biodegradable Bio composites*. Materials Today: Proceedings, 2018. **5**(10): p. 20987-20995.
4. Wambua, P., J. Ivens, and I. Verpoest, *Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics?* Composites science and technology, 2003. **63**(9): p. 1259-1264.
5. Hoa, S.V., *Principles of the manufacturing of composite materials*. 2009: DEStech Publications, Inc.
6. Boopalan, M., M. Niranjanaa, and M. Umapathy, *Study on the mechanical properties and thermal properties of jute and banana fiber reinforced epoxy hybrid composites*. Composites Part B: Engineering, 2013. **51**: p. 54-57.
7. Aridi, N., et al., *Investigating morphological and performance deterioration of injection-molded rice husk-polypropylene composites due to various liquid uptakes*. International Journal of Polymer Analysis and Characterization, 2016. **21**(8): p. 675-685.
8. Krishan, K.C., *Composite materials: science and engineering*. 2012: Springer.
9. Mallick, P.K., *Composites engineering handbook*. 1997: CRC Press.
10. Saidane, E.H., et al., *Mode-I interlaminar fracture toughness of flax, glass and hybrid flax-glass fibre woven composites: Failure mechanism evaluation using acoustic emission analysis*. Polymer Testing, 2019. **75**: p. 246-253.
11. Karray, M., *Caractérisation des propriétés mécaniques et électriques des matériaux composites par méthode holographique numérique 3D et analyse diélectrique*. 2012, Le Mans.
12. Zampaloni, M., et al., *Kenaf natural fiber reinforced polypropylene composites: A discussion on manufacturing problems and solutions*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2007. **38**(6): p. 1569-1580.
13. Hepworth, D., et al., *The use of unretted hemp fibre in composite manufacture*. Composites part A: applied science and manufacturing, 2000. **31**(11): p. 1279-1283.
14. Mallick, P.K., *Fiber-reinforced composites: materials, manufacturing, and design*. 2007: CRC press.
15. Coroller, G., et al., *Effect of flax fibres individualisation on tensile failure of flax/epoxy unidirectional composite*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2013. **51**: p. 62-70.
16. Thakur, V.K., *Green composites from natural resources*. 2013: CRC Press.
17. John, M.J. and R.D. Anandjiwala, *Recent developments in chemical modification and characterization of natural fiber-reinforced composites*. Polymer composites, 2008. **29**(2): p. 187-207.
18. Chou, T., *Polymer Matrix composites, in Structure and Properties of Composites*. Material Science and Technology Series, 1993.
19. Ichhaporia, P.K., *Composites from natural fibers*. 2008: North Carolina State University.
20. Senthilkumar, K., et al., *Mechanical properties evaluation of sisal fibre reinforced polymer composites: a review*. Construction and Building Materials, 2018. **174**: p. 713-729.
21. Akovali, G. and C. Kaynak, *Constituent materials*, in *Handbook of composite fabrication*. 2001, Smithers Rapra Technology.
22. Boisse, P., *Advances in composites manufacturing and process design*. 2015: Woodhead Publishing.
23. Shaker, K., et al., *4. Fabric Manufacturing*. Textile Engineering, 2016: p. 47-82.
24. Adanur, S., *Handbook of weaving*. 2020: CRC press.
25. Dumont, F., *Expérimentations et modèles de comportement de renforts de composites tissés*. These, Université Paris, 2003. **6**.
26. Aimene, Y., *Approche hyper-élastique pour la simulation des renforts fibreux en grandes transformations*. Département Mécanique. Lyon, INSA Lyon, 2007.

27. Tephany, C., *Analyse de la formabilité de renforts composites à base de fibres naturelles*. 2014, Université d'Orléans.
28. Berreur, L., B. De Maillard, and S. Nösperger, *Etude prospective stratégique sur les matériaux composites*. L'industrie française des matériaux composites, 2002.
29. Wallenberger, F.T. and N. Weston, *Natural fibers, plastics and composites*. 2003: Springer Science & Business Media.
30. Mohanty, A., L. Drzal, and M. Misra, *Novel hybrid coupling agent as an adhesion promoter in natural fiber reinforced powder polypropylene composites*. Journal of materials science letters, 2002. **21**(23): p. 1885-1888.
31. Athijayamani, A., et al., *Influence of alkali-treated fibers on the mechanical properties and machinability of roselle and sisal fiber hybrid polyester composite*. Polymer Composites, 2010. **31**(4): p. 723-731.
32. Idicula, M., et al., *Natural fiber hybrid composites—A comparison between compression molding and resin transfer molding*. Polymer Composites, 2009. **30**(10): p. 1417-1425.
33. Young, R.A., A. Leao, and F. Carvalho, *Utilization of Natural Fibers: Characterization. Modification and*, 1997.
34. Frollini, E., et al., *Natural fibers, plastics and composites*. Klumer Academic, USA, 2004: p. 193-225.
35. Brøndsted, P., H. Lilholt, and A. Lystrup, *Composite materials for wind power turbine blades*. Annu. Rev. Mater. Res., 2005. **35**: p. 505-538.
36. Ramakrishna, S., et al., *Biomedical applications of polymer-composite materials: a review*. Composites science and technology, 2001. **61**(9): p. 1189-1224.
37. Easterling, E., *Advanced materials for sports equipment: how advanced materials help optimize sporting performance and make sport safer*. 2012: Springer Science & Business Media.
38. Verrey, J., et al., *Manufacturing cost comparison of thermoplastic and thermoset RTM for an automotive floor pan*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2006. **37**(1): p. 9-22.
39. Fuchs, E.R., et al., *Strategic materials selection in the automobile body: Economic opportunities for polymer composite design*. Composites science and technology, 2008. **68**(9): p. 1989-2002.
40. López-Manchado, M.A., J. Biagiotti, and J.M. Kenny, *Comparative study of the effects of different fibers on the processing and properties of polypropylene matrix composites*. Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2002. **15**(4): p. 337-353.
41. Oksman, K. and P. Nilsson. *Thermoplastic composites based on natural fibres*. in *European Conference on Composite Materials: 03/06/1998-06/06/1998*. 1998. Woodhead Publishing Materials.
42. Rowell, R.M., et al., *Properties of kenaf/polypropylene composites*. [Kenaf properties, processing and products. Mississippi State, MS: Mississippi State University, Ag & Bio Engineering, 1999].: p.[381]-392: ill., 1999.
43. Puglia, D., J. Biagiotti, and J. Kenny, *A review on natural fibre-based composites—Part II: Application of natural reinforcements in composite materials for automotive industry*. Journal of Natural Fibers, 2005. **1**(3): p. 23-65.
44. Thakur, V.K. and A. Singh Singha, *Nanotechnology in Polymers*. 2012.
45. Berglund, L., M. Ericson, and I. Karger-Kocsis, *Polypropylene: Structure, blends and composites*. Composites, 1995. **3**.
46. Butylina, S., O. Martikka, and T. Kärki, *Physical and mechanical properties of wood-polypropylene composites made with virgin and/or recycled polypropylene*. Polymer-Plastics Technology and Engineering, 2011. **50**(10): p. 1040-1046.
47. Chattopadhyay, S.K., et al., *Bamboo fiber reinforced polypropylene composites and their mechanical, thermal, and morphological properties*. Journal of applied polymer science, 2011. **119**(3): p. 1619-1626.
48. Shubhra, Q.T., A. Alam, and M. Quaiyyum, *Journal of Thermoplastic*. 2011.
49. Bledzki, A. and J. Gassan, *Composites reinforced with cellulose based fibres*. Progress in polymer science, 1999. **24**(2): p. 221-274.
50. Faruk, O., et al., *Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010*. Progress in polymer science, 2012. **37**(11): p. 1552-1596.

51. La Mantia, F. and M. Morreale, *Green composites: A brief review*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2011. **42**(6): p. 579-588.
52. John, M.J. and S. Thomas, *Biofibres and biocomposites*. Carbohydrate polymers, 2008. **71**(3): p. 343-364.
53. Bogoeva-Gaceva, G., et al., *Natural fiber eco-composites*. Polymer composites, 2007. **28**(1): p. 98-107.
54. Mohanty, A., M.a. Misra, and G. Hinrichsen, *Biofibres, biodegradable polymers and biocomposites: An overview*. Macromolecular materials and Engineering, 2000. **276**(1): p. 1-24.
55. Koronis, G., A. Silva, and M. Fontul, *Green composites: A review of adequate materials for automotive applications*. Composites Part B: Engineering, 2013. **44**(1): p. 120-127.
56. Magniont, C., *Contribution à la formulation et à la caractérisation d'un écomatériau de construction à base d'agroressources*. 2010, Université de Toulouse, Université Toulouse III-Paul Sabatier.
57. Kalia, S., B. Kaith, and I. Kaur, *Cellulose fibers: bio-and nano-polymer composites: green chemistry and technology*. 2011: Springer Science & Business Media.
58. Campilho, R.D., *Natural fiber composites*. 2015: CRC Press.
59. Ramamoorthy, S.K., M. Skrifvars, and A. Persson, *A review of natural fibers used in biocomposites: plant, animal and regenerated cellulose fibers*. Polymer reviews, 2015. **55**(1): p. 107-162.
60. Medina, J.I.C.s.M.C., *Plantas fibrosas da flora mundial*. 1959.
61. Saba, N., M. Jawaid, and M. Asim, *Recent advances in nanoclay/natural fibers hybrid composites*. Nanoclay reinforced polymer composites, 2016: p. 1-28.
62. Shah, D.U., et al., *Hydroxyethylcellulose surface treatment of natural fibres: the new 'twist' in yarn preparation and optimization for composites applicability*. Journal of Materials Science, 2012. **47**(6): p. 2700-2711.
63. Habibi, M., *Développement et caractérisation de nouveaux composites hybrides UD LIN/papier et UD LIN/MAT LIN*. 2016, Université du Québec à Trois-Rivières.
64. Ashby, M., *The CES EduPack database of natural and man-made materials*. Cambridge University and Granta Design, Cambridge, UK, 2008.
65. Mohanty, A.K., M. Misra, and L.T. Drzal, *Natural fibers, biopolymers, and biocomposites*. 2005: CRC press.
66. Zhan, J., et al., *Review on the performances, foaming and injection molding simulation of natural fiber composites*. Polymer Composites, 2021. **42**(3): p. 1305-1324.
67. El Messiry, M., *Natural Fiber Textile Composite Engineering*.
68. Zimmiewska, M. and M. Wladyka-Przybylak, *Natural fibers for composite applications*, in *Fibrous and textile materials for composite applications*. 2016, Springer. p. 171-204.
69. Rasheed, A., et al., *Genetic evaluation of fiber yield and yield components in fifteen cotton (Gossypium hirsutum) genotypes*. Int. J. Agric. Biol, 2009. **11**: p. 581-585.
70. Bos, H.L., *The potential of flax fibres as reinforcement for composite materials*. 2004: Citeseer.
71. Pereira, P.H.F., et al., *Vegetal fibers in polymeric composites: a review*. Polímeros, 2015. **25**: p. 9-22.
72. Damm, O., et al., *Advanced materials for application in the aerospace and automotive industries*. 2008.
73. Wötzel, K., R. Wirth, and M. Flake, *Life cycle studies on hemp fibre reinforced components and ABS for automotive parts*. Die Angewandte Makromolekulare Chemie, 1999. **272**(1): p. 121-127.
74. Joshi, S.V., et al., *Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites?* Composites Part A: Applied science and manufacturing, 2004. **35**(3): p. 371-376.
75. Zini, E. and M. Scandola, *Green composites: an overview*. Polymer composites, 2011. **32**(12): p. 1905-1915.
76. Suddell, B.C. and W.J. Evans, *Natural fiber composites in automotive applications*, in *Natural fibers, biopolymers, and biocomposites*. 2005, CRC Press. p. 253-282.
77. Gurunathan, T., S. Mohanty, and S.K. Nayak, *A review of the recent developments in biocomposites based on natural fibres and their application perspectives*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2015. **77**: p. 1-25.
78. Shah, A. and S. Lakkad, *Mechanical properties of jute-reinforced plastics*. Fibre Science and Technology, 1981. **15**(1): p. 41-46.

79. Satyanarayana, K., J. Guimarães, and F. Wypych, *Studies on lignocellulosic fibers of Brazil. Part I: Source, production, morphology, properties and applications*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2007. **38**(7): p. 1694-1709.
80. Cabral, H., et al., Structure–properties relationship of short jute fiber-reinforced polypropylene composites. *Journal of Composite Materials*, 2005. **39**(1): p. 51-65.
81. Mohanty, S., S.K. Verma, and S.K. Nayak, *Dynamic mechanical and thermal properties of MAPE treated jute/HDPE composites*. *Composites Science and Technology*, 2006. **66**(3-4): p. 538-547.
82. Colom, X., et al., *Effects of different treatments on the interface of HDPE/lignocellulosic fiber composites*. *Composites Science and Technology*, 2003. **63**(2): p. 161-169.
83. Thwe, M.M. and K. Liao, Environmental effects on bamboo-glass/polypropylene hybrid composites. *Journal of Materials Science*, 2003. **38**(2): p. 363-376.
84. Cheung, H.-y., et al., Natural fibre-reinforced composites for bioengineering and environmental engineering applications. *Composites Part B: Engineering*, 2009. **40**(7): p. 655-663.
85. Madurwar, M.V., R.V. Ralegaonkar, and S.A. Mandavgane, *Application of agro-waste for sustainable construction materials: A review*. *Construction and Building Materials*, 2013. **38**: p. 872-878.
86. Almi, K., et al., *Potential utilization of date palm wood as composite reinforcement*. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2015. **34**(15): p. 1231-1240.
87. Korjenic, A., J. Zach, and J. Hroudová, *The use of insulating materials based on natural fibers in combination with plant facades in building constructions*. *Energy and Buildings*, 2016. **116**: p. 45-58.
88. Ashori, A., *Wood–plastic composites as promising green-composites for automotive industries!* *Bioresource technology*, 2008. **99**(11): p. 4661-4667.
89. Lomelí-Ramírez, M., et al., *Evaluation of accelerated decay of wood plastic composites by *Xylophagus* fungi*. *International biodeterioration & biodegradation*, 2009. **63**(8): p. 1030-1035.
90. Ashori, A. and A. Nourbakhsh, *Bio-based composites from waste agricultural residues*. *Waste management*, 2010. **30**(4): p. 680-684.
91. Sharuddin, S.D.A., et al., *A review on pyrolysis of plastic wastes*. *Energy conversion and management*, 2016. **115**: p. 308-326.
92. Peters, S.T., *Handbook of composites*. 2013: Springer Science & Business Media.
93. Davis, G. and J. Song, *Biodegradable packaging based on raw materials from crops and their impact on waste management*. *Industrial crops and products*, 2006. **23**(2): p. 147-161.
94. Poletto, M., et al., *Characterization of composites based on expanded polystyrene wastes and wood flour*. *Waste Management*, 2011. **31**(4): p. 779-784.
95. Agoua, E., et al., *Thermal conductivity of composites made of wastes of wood and expanded polystyrene*. *Construction and Building Materials*, 2013. **41**: p. 557-562.
96. Agoudjil, B., et al., *Renewable materials to reduce building heat loss: Characterization of date palm wood*. *Energy and buildings*, 2011. **43**(2-3): p. 491-497.
97. Al-Oqla, F.M. and S. Sapuan, *Natural fiber reinforced polymer composites in industrial applications: feasibility of date palm fibers for sustainable automotive industry*. *Journal of Cleaner Production*, 2014. **66**: p. 347-354.
98. Dehghani, A., et al., *Mechanical and thermal properties of date palm leaf fiber reinforced recycled poly (ethylene terephthalate) composites*. *Materials & Design (1980-2015)*, 2013. **52**: p. 841-848.
99. Al-Juruf, R., et al., *Development of heat insulating materials using date palm leaves*. *Journal of Thermal Insulation*, 1988. **11**(3): p. 158-164.
100. Monteiro, S., et al., *Properties of recycled polyethylene composites reinforced with discarded jute sackcloth*. *Rev Mater*, 2006. **11**(4): p. 403-411.
101. Monteiro, S., et al. *Fabric rupture mechanism of jute sackcloth used as reinforcement in polyethylene composites*. in *Proceedings of characterization of minerals, metals and materials—TMS 2007 Conference. Orlando. 2007*.
102. Binhussain, M.A. and M.M. El-Tonsy, *Palm leave and plastic waste wood composite for out-door structures*. *Construction and Building Materials*, 2013. **47**: p. 1431-1435.

Chapitre II

Rupture et endommagement des composites 2D

II. 1. INTRODUCTION

Lorsqu'il s'agit de matériaux et de structures composites, la défaillance est souvent un terme mal défini. La rupture des fibres, la fissuration de la matrice, le décollement de l'interface et le délaminage sont les principaux modes de défaillance observés à l'échelle du laboratoire. La complexité du processus de rupture progressive dans un matériau composite rend impossible la description analytique de chaque étape successive. Afin de combler l'écart entre les essais et la conception des composites, des méthodes d'analyse sont nécessaires. De cette manière, en utilisant les données de ténacité et de résistance à la rupture obtenues à partir d'essais au laboratoire à petite échelle, des estimations fiables des contraintes admissibles attendues en service peuvent être faites. En raison de l'anisotropie et de l'hétérogénéité du matériau interagissant avec la complexité des fissures, cette capacité n'existe toujours pas. En alternative, la mécanique de la rupture est le meilleur outil à utiliser à cette fin.

Avant de passer à la mécanique de la rupture, il est intéressant de rappeler quelques principes de base concernant la mise à l'échelle de la taille des défauts et de la microstructure d'un matériau composite.

II. 2. HISTORIQUE

L'endommagement est une discontinuité physique dans le matériau à l'échelle micro, méso ou macro. Elle peut avoir lieu pendant la fabrication ou la phase de service et peut altérer le fonctionnement normal du matériau. La localisation, l'évolution ou la taille des dommages peuvent être évaluées à l'aide de méthodes numériques, analytiques et expérimentales. La rupture peut être considérée comme la séparation du matériau en deux ou plusieurs morceaux sous une charge mécanique.

Les premiers travaux publiés sur la mécanique de l'endommagement semblent être ceux de Kachanov [1] et de Robotnov [2] sur l'application d'une variable d'endommagement continue pour la rupture par fluage des métaux. Le concept a été généralisé, dans le cadre de la thermodynamique irréversible pour les matériaux isotropes soumis à des charges multiaxiales par Lemaitre et Chaboche [3], Hult [4], Leckie [5] et Murakami [6]. Les ouvrages sur la mécanique de la rupture comprennent ceux de Lemaitre et Chaboche [7], Bazant et Cedolin [8], Krajcinovic [9] et Voyiadjis et Kattan [10].

Une théorie de l'endommagement des composites qui a reçu une attention considérable est la théorie de l'endommagement des composites à méso-échelle proposée par Ladeveze [11, 12]. Cette théorie s'est avérée robuste pour prédire la réponse endommagée des matériaux et structures composites dans une grande variété de conditions. Elle est basée sur la méthode de l'état local exprimée en termes de variables d'état et de forces thermodynamiques associées. La

théorie est appelée théorie de l'endommagement des composites à méso-échelle car elle est basée sur l'hypothèse que l'endommagement est uniforme à travers l'épaisseur des couches individuelles du composite.

La méso-échelle est un terme indiquant que l'échelle de l'analyse se situe entre la micromécanique (c'est-à-dire le niveau de la fibre et de la matrice) et l'analyse du stratifié. La théorie est basée sur la valeur moyenne de la contrainte dans chaque couche et permet à l'état d'endommagement de varier d'une couche à l'autre dans un stratifié. Lorsque le délaminage présente un intérêt, l'endommagement entre les couches est introduit en tenant compte de l'endommagement de la couche interfaciale idéalisée [13, 14].

Des développements supplémentaires du modèle porte sur le calcul des intensités des différents mécanismes d'endommagement jusqu'à la rupture ultime [14] et le passage du modèle à l'échelle de la micromécanique [15]. L'application du modèle au développement des dommages dans un panneau composite stratifié a été donnée par Flesher et Herakovich [16].

II. 3. MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT

La rupture des composites en général, et des stratifiés en particulier, fait appel à de nombreux mécanismes complexes. Avant d'étudier le comportement à la rupture du composite en présence d'une entaille, rappelons les principaux mécanismes d'endommagement qui peuvent apparaître au sein des matériaux composites, lors du chargement, jusqu'à sa rupture définitive.

Les mécanismes de dégradation des composites stratifiés sont clairement identifiés par de nombreux travaux tant théoriques qu'expérimentaux sous l'angle de la vision micromécanique [17-26]. Plusieurs facteurs peuvent influencer le développement, l'ordre d'apparition et les interactions des endommagements : la séquence d'empilement, le processus de fabrication, la nature de la matrice et des interfaces, l'environnement... Du fait de leur composition, les structures composites peuvent être observées à différentes échelles allant de la fibre (échelle microscopique) au stratifié complet (échelle macroscopique) en passant par le pli (échelle mésoscopique) (figure II. 1). Une distinction naturelle est faite selon l'échelle spatiale à laquelle un mécanisme de dégradation se développe.

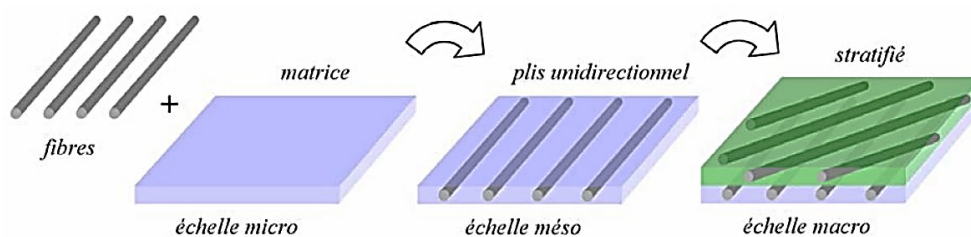


Figure II. 1. Différentes échelles d'un composite stratifié.

En effet, différents mécanismes d'endommagement sont présents, qui agissent à différentes échelles dont les évolutions dépendent du type de pli, tissé ou unidirectionnel (UD). Plusieurs modes d'endommagement existent dans les matériaux composites, qui dépendent de la sollicitation appliquée et de la géométrie de la structure. Au cours des sollicitations mécaniques, les premiers endommagements détectés commencent à se développer à l'échelle microscopique lorsque l'effort localisé atteint la limite de rupture d'un des constituants ou celle de l'interface les reliant. Plusieurs paramètres sont responsables de la progression des ces modes d'endommagement dont on peut citer : la fraction volumique, l'orientation des fibres, l'épaisseur des plis et l'espacement entre fibres. L'accumulation des différents modes d'endommagement est l'origine de la ruine totale de la structure.

Dans le cas de plis UD, ces fissures transverses peuvent se propager sur des grandes distances et initier des délaminages (figure II. 2a). Dans le cas du plis tissés, ces fissures transverses se développent sur toute l'épaisseur des mèches mais leur propagation est stoppée par le croisement de ces dernières (figure II. 2b).

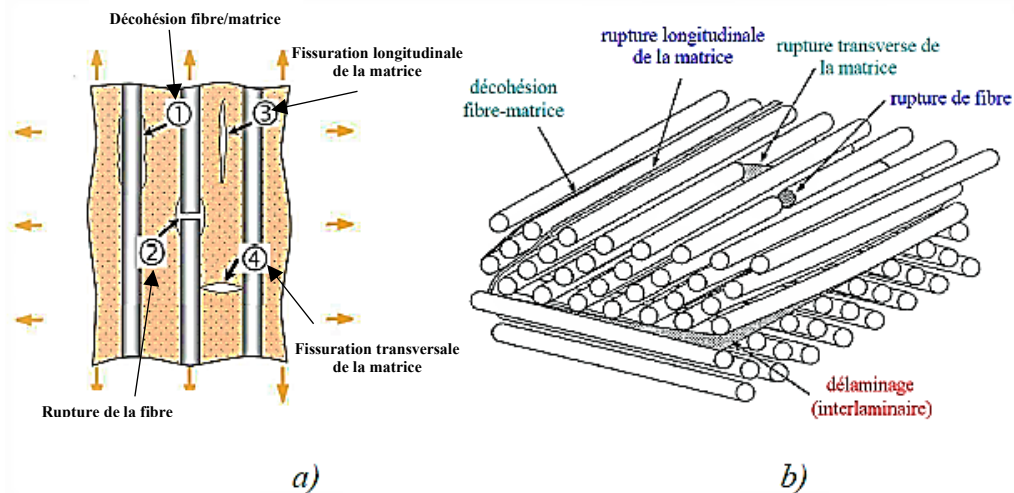


Figure. II. 2. Modes de ruine

a) Dans un composite unidirectionnel, b) Dans un stratifié.

La chronologie de rupture des stratifiés composites suit souvent le même schéma (figure II. 3). Les contraintes résiduelles inhérentes à la fabrication de la pièce (changement de température notamment) peuvent initier des endommagements de type diffus dans le stratifié. Lors du chargement (figure II. 4), ces endommagements coalescent et forment des fissurations matricielles dans les plis. L'interaction entre les fissurations matricielles créées et les interfaces entre les différents plis génèrent souvent des délaminages qui se propagent en fonction du chargement et des caractéristiques des plis adjacents (épaisseur, raideur...). Ces dégradations du matériau entraînent une redistribution des contraintes : le délaminage empêchant la transmission des efforts entre les plis, la charge n'est plus supportée que par certains d'entre eux

conduisant ainsi à leur surcharge et à la rupture des fibres [12, 27], Cette rupture de fibres se propageant, mène à la rupture complète du matériau.

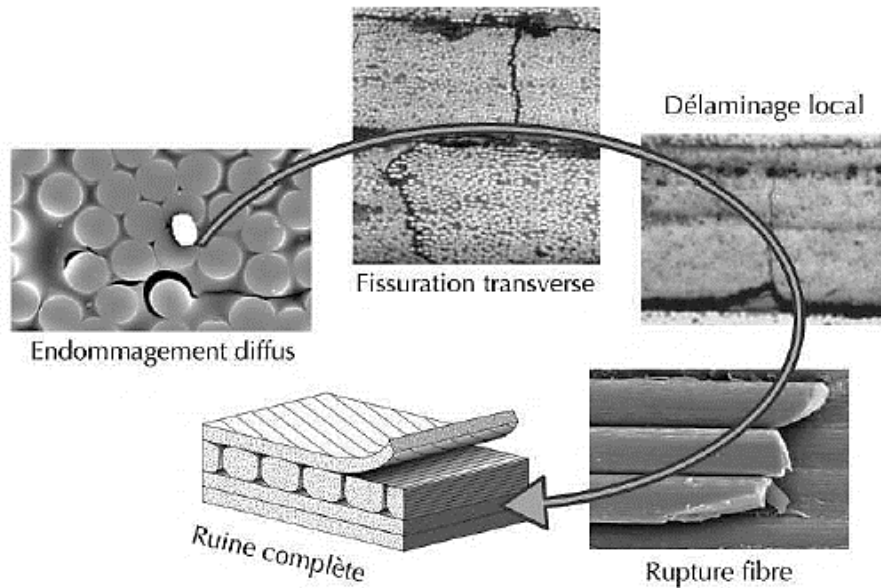


Figure II. 3. Ordre d'apparition des endommagements.

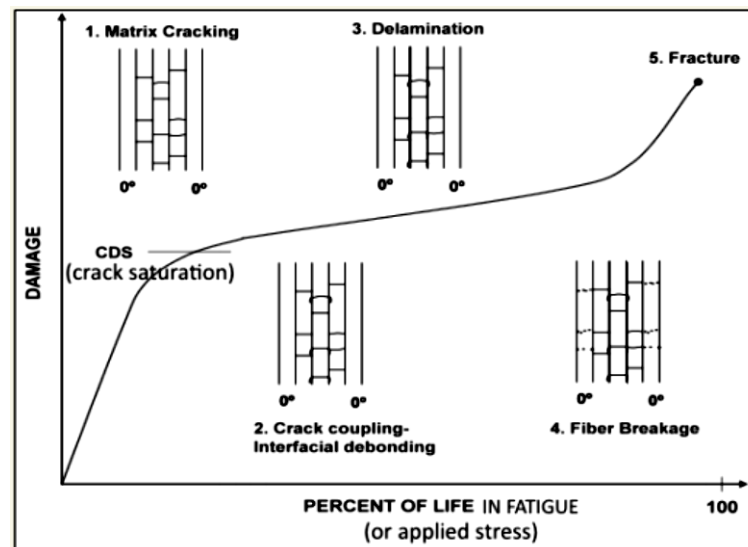


Figure II. 4. Chronologie de rupture des composites stratifiés [28].

La figure suivante (figure II. 5) représente la réponse typique d'un composite à matrice thermoplastique sous un chargement monotone en traction. En fait, la réponse mécanique et la chronologie de l'endommagement dépendent fortement de l'architecture du renforcement (UD- ou pli tissé) [29-32].

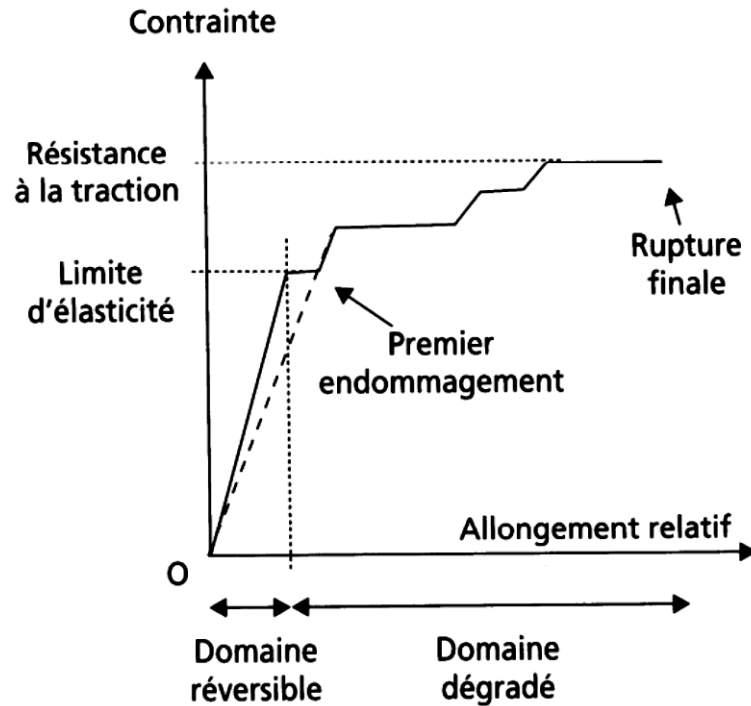


Figure II. 5. Courbe typique de contrainte en fonction de la déformation d'un composite à matrice thermoplastique sous une charge de traction.

Même si les stratifiés à tissus sont plus résistants au clivage et au délaminage que les stratifiés UD [33], la plupart des efforts de recherche ont été consacrés à l'étude des mécanismes d'endommagement des stratifiés à plis UD. La faible résistance dans le sens transversal favorise le fractionnement dans les stratifiés UD, tandis que le délaminage est facilité à la fois par le coefficient de Poisson et l'inadéquation du couplage de cisaillement. Cependant, dans les stratifiés de tissus équilibrés, le délaminage dû au décalage de couplage par cisaillement est limité [34].

II. 3. 1. Mécanique et endommagement des composites stratifiés

Sous sollicitation thermomécanique, statique ou cyclique, nous pouvons observer, au moins, sept mécanismes de dégradation principaux.

1. Décohésion fibre-matrice : Ce phénomène est associé à une échelle très petite (à un niveau microscopique), il peut apparaître sous des conditions particulières de chargement. Il est associé directement à la liaison existante entre la fibre et la matrice [35], il se situe, pour la plupart, dans les zones pauvres en matrice. différents types de produits pouvant être ajoutés à la matrice pour modifier les propriétés de l'interface [24, 25]. Les zones de concentration de contrainte créée par la dispersion des fibres est à l'origine de la décohésion fibre/matrice [36]. La dispersion des fibres est due à la non-maîtrise totale des processus de fabrication des fibres

et des torons de fibres. La décohésion fibre/matrice est le mécanisme de dégradation le plus fréquent pour les composites $[\pm 45^\circ]_s$.

2. Déformation anélastique de la matrice : Les polymères thermoplastiques sont très dépendants de la température ; au fur et à mesure que la température augmente, ce type de polymères présente un comportement viscoplastique. Ce phénomène peut être très important et il ne doit pas être négligé. Certains types de thermodurcissables sont très sensibles à l'humidité. Ce type de composites peut absorber jusqu'à 2% de son poids en eau [37]. Ils présentent à saturation (tenue en eau maximale) un comportement élastoplastique [38]. Une autre source de déformation anélastique est le frottement des lèvres de fissures de la décohésion fibre-matrice.

3. Rupture de matrice : L'hétérogénéité des composites à l'échelle microscopique favorise le développement de champs de contraintes irréguliers. Par conséquent, les contraintes locales peuvent dépasser la résistance à la rupture de la matrice [39].

4. Délaminage local : La formation des microfissures dans l'épaisseur du pli s'arrête habituellement aux interfaces entre le pli considéré et les plis adjacents. L'augmentation du chargement induit une augmentation des contraintes locales en pointe de fissure. Ces surcontraintes induites provoquent donc la propagation de cette fissure dans la couche adjacente, de façon transverse et provoque un délaminage local entre les plis [22, 40]. Le refroidissement de la pièce après polymérisation peut aussi générer des contraintes résiduelles importantes dans cette zone. En pratique, le développement de ce mécanisme est responsable de la saturation de l'état de microfissuration et est annonciateur d'une rupture finale prochaine par localisation des dégradations [41]. La zone de délaminage augmente et la rigidité longitudinale de l'éprouvette diminue lorsque la charge augmente [42]. Le délaminage local initié par les effets de bord est d'abord confiné aux régions de bord. Son front est incliné par rapport au plan des microfissures. Il se propage alors sur toute la largeur de l'éprouvette puis son front devient majoritairement parallèle au plan de la microfissure. Par conséquent, la mesure de ce mode de dégradation est l'aire délaminée.

Selon Crossman et Wang [41], quand le pli à 90° est épais, c-à-d le nombre de couche à 90° est important, les délaminages locaux peuvent apparaître de façon précoce, à partir de l'apparition de la première microfissure.

5. Fissuration transverse : Ce mécanisme provient, lors d'un chargement d'une structure composite, d'un processus de percolation de l'endommagement diffus permettant d'engendrer les fissures matricielles de façon parallèle à la direction des fibres et traversant toute l'épaisseur du pli. Il s'installe principalement dans les plis fortement désorientés par

rapport à la direction d'application de la charge, c'est à dire que les premiers plis affectés sont ceux dont les fibres sont perpendiculaires à la direction de chargement. De ce fait, cette dégradation est essentiellement due aux contraintes de traction transverses. En effet, c'est pour cette raison que cet endommagement est désigné sous le terme de fissuration transverse [18, 41, 43].

6. Délaminage macroscopique : Au fur et à mesure que le chargement externe se développe, l'accumulation de fissures dans la matrice et de délaminages locaux [44], ainsi que la présence de contraintes d'arrachement ou de cisaillement par rapport au repère local du pli entraînent le décollement de deux plis (rupture de l'interface). Ce phénomène est appelé délaminage macroscopique. Il conduit à une rupture finale du matériau [45].

7. Rupture fibre : Généralement, c'est le dernier phénomène avant la rupture finale du composite. L'endommagement progressif des plis dont les directions des fibres sont les plus inclinées par rapport à la direction de chargement entraîne une participation moins importante de ces plis dans la rigidité du stratifié (diminution de la section réelle). Dès lors, Les fibres des plis à 0° sont alors de plus en plus sollicitées. Ce qui peut entraîner leur rupture brutale et celle du stratifié [46].

Cette schématisation de l'enchaînement des mécanismes peut varier d'un cas à l'autre. Par exemple, pour une plaque composite avec un empilement de $[\pm 45]_{ns}$ la ruine arrive sans rupture fibre et presque sans fissuration transverse [24]. Le développement de la décohesion fibre-matrice, ainsi que des contraintes hors plan générées par les effets de bord conduisent au macro-délaminage qui se propage dans toute la largeur de l'éprouvette.

La figure (II. 6) décrit la transition du critère pilotant le seuil d'amorçage de la fissuration en fonction de l'épaisseur du pli. Au-delà d'une certaine épaisseur de pli critique notée h_c , c'est le critère en résistance qui pilote le seuil de déformation à l'amorçage de la fissuration. Dans ce cas, le seuil d'amorçage n'évolue plus pour une épaisseur supérieure à h_c . Lorsque $h < h_c$, le seuil d'initiation de la fissuration transverse, alors régi par le critère énergétique, dépend de l'épaisseur. La courbe de la figure (II. 6) nous montre tout l'intérêt de l'utilisation de plis fins dans une problématique de gestion des seuils de fissuration. Ainsi, la création du réseau de fissures menant à la fuite peut être également repoussée.

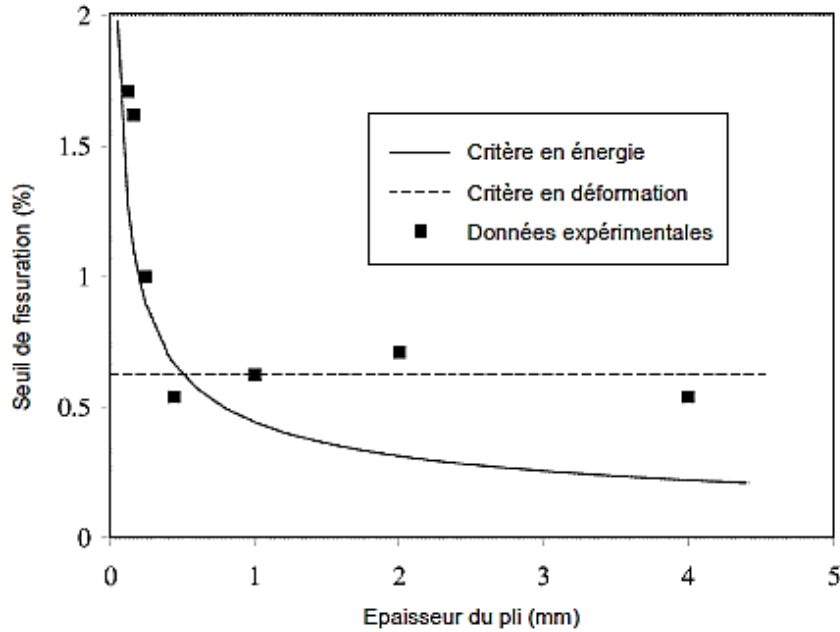


Figure II. 6. Seuil d'amorçage de la fissuration transverse en fonction de l'épaisseur de la couche considérée [47].

Lorsque la fissure transverse atteint l'interface entre deux plis, une concentration de contraintes est générée ce qui favorise l'apparition d'une fissuration inter-laminaire généralement dénommée micro-délaminage. Ce type de fissuration empêche le transfert de charge d'un pli à l'autre, augmente la taille de la zone déchargée dans le pli fissuré et limite la création de nouvelles fissures transverses dans cette zone. Ce mécanisme est difficile à caractériser car il apparaît souvent à cause d'effets de bord et disparaît à cœur de l'éprouvette [48].

Il est cependant indispensable de l'étudier dans une problématique de chemin de fuite puisqu'il accroît l'ouverture des fissures transverses [49] et pilote la connexion entre les fissures des différents plis [48]. Au cours du chargement, l'endommagement intra et inter-laminaire augmente et induit un mauvais transfert de charge entre les fibres et les plis. Il s'ensuit la rupture des fibres les plus sollicitées puis la ruine de la structure.

Un deuxième paramètre régissant le phénomène de fissuration transverse et le scénario d'endommagement du composite stratifié est la séquence d'empilement du matériau. En effet, plusieurs études mettent en évidence l'impact significatif de l'endommagement d'un pli sur les plis qui lui sont adjacents [50, 51]. Ces études montrent que la création d'une fissure transverse dans un pli engendre la création quasi instantanée de fissures transverses courtes dans les plis accolés [52]. Le critère en résistance est activé localement par la concentration de contraintes générée par la première fissure transverse. Ce phénomène est observé sur plusieurs épaisseurs de pli. On suppose alors que le critère énergétique est également activé localement par une

augmentation du taux de restitution d'énergie induit par la modification de l'état de chargement au voisinage de la fissure. Le seuil d'endommagement des plis d'une même stratification peut donc être fortement impacté par ce phénomène d'interaction.

Les phénomènes d'interaction entre plis sont difficilement quantifiables par une méthode classique d'observation microscopique sur les bords de l'éprouvette. De fait, le recours aux rayons X [53] et à la micro-tomographie pour avoir accès directement au cœur du matériau est généralement employé. L'ouverture des fissures est indispensable pour pouvoir les observer et les quantifier. Divers dispositifs de mise sous charge pour la réalisation d'observations in-situ ont donc été réalisés [48, 54-56].

En fonction de la stratification et du type de sollicitation, les plis sont généralement soumis à un chargement mixte (transverse et de cisaillement). L'évolution des deux méso-mécanismes présentés est principalement régie par un mode d'ouverture normale (mode I). En effet, la propagation de la fissuration transverse et du délaminage intervient pour un taux de restitution d'énergie inférieur en mode normal qu'en mode de cisaillement (plan et anti-plan). Plusieurs formulations théoriques ont été proposées pour prendre en compte ces proportions d'énergie dans la description de l'endommagement [57, 58]. Fort de ce constat, [48] montre expérimentalement que le cisaillement a peu d'influence sur le processus de fissuration transverse.

II. 3. 2. Différence d'évolution de l'endommagement matriciel entre composite UD et tissé

La rupture de structures composites stratifiées est due à de nombreux mécanismes opérant à différentes échelles [59, 60]. Ces différents mécanismes dépendent du type de pli (tissé ou unidirectionnel), font intervenir la matrice ou les fibres, et sont fonction de nombreux paramètres (épaisseur des plis, orientations, chargement...).

Les endommagements de type matriciels débutent généralement par des décohésions fibre/matrice, fissures qui se propagent dans la matrice pour former des ruptures transverses sur toute l'épaisseur du pli. Dans le cas de plis unidirectionnels, ces fissures transverses peuvent se propager sur des grandes distances, en particulier si l'épaisseur (ou le nombre de plis de même direction) est importante. Ces fissures peuvent également initier des délaminages. Dans le cas de plis tissés, ces fissures transverses se développent sur toute l'épaisseur des mèches mais leur propagation est stoppée par le croisement des mèches. Par exemple, pour un stratifié constitué de plis unidirectionnels de même orientation sollicité en traction transverse, le comportement sera de type fragile car à la première rupture transverse l'éprouvette va rompre. Dans le cas d'un stratifié constitué de plis tissés déséquilibré [61] de même orientation sollicitée suivant la direction transverse, la fissuration va pouvoir se développer jusqu'à saturation. Il est à noter

que dans le cas d'un stratifié croisé $[0_m, 90_m]_{ns}$ constitué de plis unidirectionnels, les fissures transverses ne vont pas conduire à la rupture de l'échantillon immédiatement et elles vont pouvoir se développer jusqu'à la rupture des fibres. La cinétique de développement de ces fissures dépend fortement des paramètres m et n du stratifié.

II. 3. 3. Comportement et mécanismes de dégradation observés sur les matériaux composites tissés à matrice organique

Les composites à matrice organique (CMO) sont, de loin, les composites les plus répandus : ce sont en effet les seuls composites ayant, pour beaucoup d'entre eux, des couts unitaires suffisamment réduits pour pouvoir être produits en grandes séries. Les matrices utilisées pour ces composites sont des résines polymères de deux types : les thermdurcissables et les thermoplastiques (moins utilisés mais recyclables). Différentes fibres peuvent être incorporées dans ces matrices. Les plus courantes sont les fibres de verre (95% des renforts), les fibres de carbone, les fibres d'aramide (kevlar) ou de polypropylène, et les fibres végétales (chanvre, lin).

Les mécanismes d'endommagement disponibles pour les stratifiés à base de tissus tissés sont essentiellement les mêmes que pour les stratifiés renforcés de fibres non tissées, à savoir la fissuration de la matrice, le délaminage et la fracture des fibres. Dans les stratifiés non tissés, des progrès significatifs ont été réalisés dans la compréhension de l'effet de l'accumulation de dommages sur les propriétés mécaniques du stratifié. Dans le cas des composites tissés, la complexité géométrique des dommages et les difficultés inhérentes à leur quantification ont ralenti les progrès pour établir un lien entre l'accumulation des dommages et la dégradation des propriétés [29].

Comme les tissus ne sont pas toujours équilibrés, le comportement des CMO tissés 2D est généralement considéré comme initialement orthotrope. Dans le cas d'un tissu équilibré, le comportement du matériau sollicité dans le sens du renfort est fragile (linéaire élastique) [62-64]. En traction hors - axes ou en cisaillement pur, le comportement est fortement non-linéaire avec déformations résiduelles. En plus de l'endommagement, la deuxième cause de cette non-linéarité est le comportement visqueux de la matrice polymère. Nombreux auteurs [65-67] ont étudié le comportement visqueux des composites à matrice organique dans le cas des tissés 2D. Bordreuil [68] a trouvé que le comportement mécanique d'un CMO tissé 2D équilibré sollicité en traction dans le sens du renfort ainsi qu'en cisaillement est linéaire élastique dans le sens du renfort (figure II. 7). Il a constaté aussi que la réponse du matériau en cisaillement permet de mettre en évidence le comportement visqueux du matériau dû à la matrice polymère

(ouverture des boucles lors des cycles de chargement). Dans le cas d'un tissu non-équilibré, la non-linéarité est plus forte dans la direction présentant la proportion de fibres la plus faible.

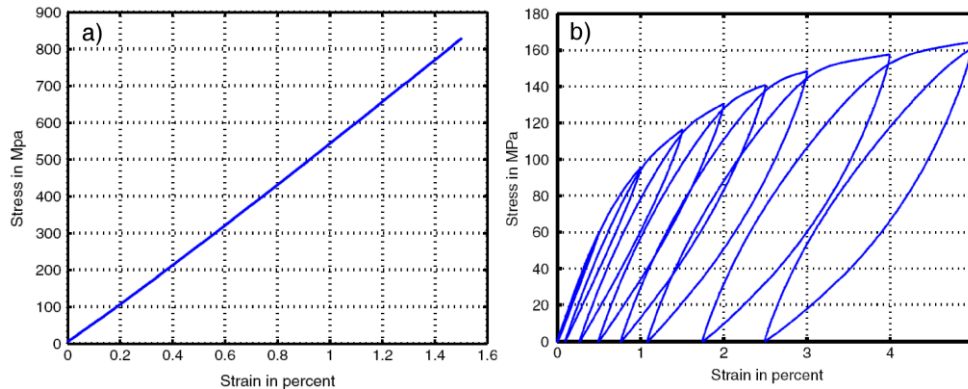


Figure II. 7. Comportement mécanique d'un CMO tissé 2D

a) traction dans le sens du renfort ; b) en cisaillement plan.

Les mécanismes d'endommagement mis en évidence lors d'une sollicitation uni-axiale d'un composite tissé 2D CMO sont en premier lieu la fissuration des torons transverses. Ces fissures transverses coalescent pour traverser entièrement le toron transverse. Pour des chargements plus importants, apparaissent des décohésions à l'interface torons/matrice ou bien à l'interface entre deux torons orthogonaux. La ruine du matériau est due à la rupture des fils longitudinaux [29]. Cela se traduit par la propagation de la fissuration de la matrice d'une interface à l'autre entre deux torons de trame juxtaposés, suivie par la décohésion à l'interface torons sens chaîne/trame. Le scénario d'endommagement est complété par la fissuration des torons sens trame. Pour des niveaux de sollicitation plus importants, les fils longitudinaux (parallèle à la direction de chargement) s'endommagent. Pour finir, on observe une multiplication de la fissuration des torons sens trame.

De façon plus générale, on constate que, les tissés CMO présentant un très fort contraste de propriétés mécaniques entre le renfort fibreux et la matrice polymère, la fissuration matricielle se développe principalement dans une direction orthogonale aux axes du renfort [69].

II. 4. MECANIQUE DE LA RUPTURE

Une pièce mécanique, un ouvrage, sont soumis à des sollicitations mécaniques, chimiques (corrosion), thermique fatigue, fluage et fatigue-fluage) qui peuvent conduire à leur *ruine*. Les principaux modes de ruine sont les suivants :

- Instabilité élastique ou flambement,
- Instabilité plastique ou déformation excessive,
- L'endommagement et la fissuration.

De façon générale, l'endommagement se traduit par l'apparition de discontinuités (microcavités, microfissures), soit dans tout le volume sollicité, soit uniquement à la surface. Le développement des diverses formes d'endommagement aboutit à la création de fissure macroscopique. Celles-ci sont suffisamment grandes pour que le volume qui les entoure satisfasse aux hypothèses de continuité de la mécanique des milieux continus. On dit alors qu'on entre dans le domaine de la mécanique de la rupture.

II. 3. 1. Aperçus sur la mécanique de la rupture

La mécanique de la rupture a pour objet l'étude des fissures macroscopiques. On entend par là, la détermination de champs de contraintes et de déformation correspondants ainsi que l'établissement des données expérimentales qui permettent de porter un jugement sur la cinétique de propagation des défauts et leur taille critique.

La mécanique de la rupture a été introduite par Griffith [70] vers 1920, les premiers développements théoriques d'analyse des champs de déplacement, déformation et contrainte au voisinage d'une fissure ont été entrepris par Westergaard vers 1940. L'extension de la discipline a été amorcé par Irwin vers 1960. Depuis cette date, le développement de la mécanique de la rupture s'étend aux problèmes non linéaires matériellement et géométriquement, aux problèmes de bifurcation des fissures en modes mixte. Et plus récemment à la propagation des fissures sous charges dynamiques, à la rupture des laminés et des composites, aux techniques numériques de résolution et à l'état de l'art relatif au dimensionnement de diverses structures complexes.

II. 3. 2. Modes de rupture

Une fissure préexistante dans une pièce ou une structure subit généralement un mode de sollicitation mixte. Ce type de sollicitation correspond à un chargement tel que le déplacement relatif des lèvres de la fissure combine deux ou trois modes figure (II. 8) [71, 72].

Mode I : ou encore le mode d'ouverture est considéré comme étant le plus important en mécanique de la rupture, pour beaucoup de matériaux. Ce mode est, le plus souvent, le plus dangereux.

Mode II et mode III : correspond localement aux glissements parallèles au plan tangent de la fissure, la première direction de glissement est normale au front de la fissure la seconde direction de glissement lui est parallèle.

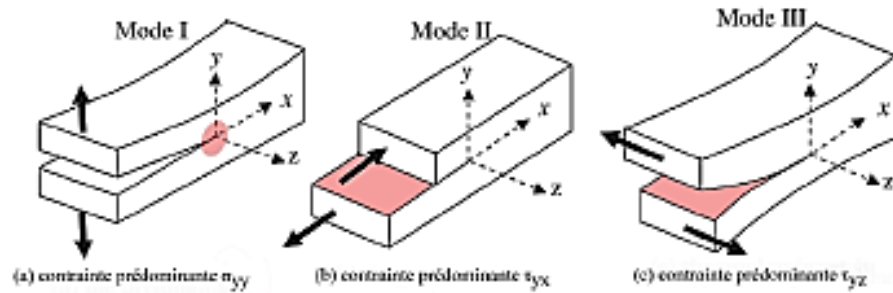


Figure II. 8. Modes de rupture [73]

- a) Mode I : ouverture.
- b) Mode II : Glissement plan.
- c) Mode III : Glissement anti-plan.

En ce qui concerne l'extension d'une microfissure pour développer une rupture fragile, c'est le mode I qui est le plus critique. En effet, pour une dimension donnée de défaut, le risque de rupture brutale est plus important si l'orientation du défaut par rapport à la sollicitation extérieure correspond au mode I. Comme, à priori, dans une structure réelle on ne sait pas dans quelle direction un défaut se développera, c'est le mode qu'il faut considérer lorsqu'on s'intéresse au risque procuré par l'existence d'une fissure.

Il est à souligner, que dans le cas d'une sollicitation en mode I, la fissure peut lors de sa propagation changer de plan. Ceci se produit notamment dans le cas de plaques minces. Dans ce cas, la fissure a tendance à changer de plan ce qui donne une surface de rupture inclinée la sollicitation devenant alors une superposition des modes II et III.

II. 3. 3. Approche énergétique [70, 74]

A. A. Griffith résout le problème de l'amorçage et de la propagation d'une fissure par une approche thermodynamique. Cette approche propose que l'instabilité d'une fissure (figure II. 9) ait lieu lorsque l'énergie potentielle mécanique libérée lors de son extension est supérieure à l'énergie absorbée par cette extension : l'énergie potentielle du système (milieu continu considéré + fissure) diminue à mesure que la fissure se propage.

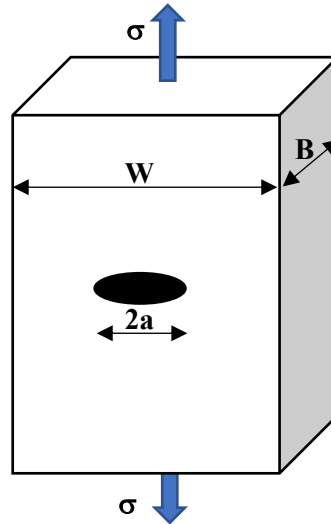


Figure II. 9. Fissure de Griffith.

Une fissure de longueur $2a$, qui a la forme d'une ellipse étroite, est créée à travers l'épaisseur d'une plaque soumise à un champ de contrainte axiales σ . Le bilan énergétique dans le solide s'écrit :

$$dU - dW + d\Gamma + dT = 0 \quad (\text{II.1})$$

Avec U : L'énergie de déformation élastique au sein de la plaque ;

W : Le travail des forces appliquées (contraintes) ;

T : La variation de l'énergie cinétique ;

Γ : L'énergie nécessaire pour la création de nouvelles surfaces de fissures.

Il y aura propagation de la fissure si la variation de l'énergie cinétique $dT > 0$. Donc, pour un incrément de propagation de la fissure (da) on a :

$$\frac{1}{B} \left[\frac{d}{da} (W - U) - \frac{d\Gamma}{da} \right] = 0 \quad (\text{II.2})$$

B est la largeur de la fissure.

Le terme $\frac{1}{B} \left[\frac{d}{da} (W - U) \right]$ caractérise l'énergie disponible pour propager la fissure. Irwin a utilisé la notion de "taux de restitution d'énergie élastique" G , qui est en fait l'énergie unitaire de propagation de fissure. G dépend de la charge appliquée, de la géométrie du solide et de l'orientation de la fissure.

Le terme $\frac{1}{B} \frac{d\Gamma}{da}$ représente l'énergie de propagation de fissure, c'est aussi une résistance à la propagation, qui est fonction du matériau, notée R .

$$G = \frac{1}{B} \frac{d}{da} (W - U) \quad (\text{II. 3})$$

$$R = \frac{1}{B} \frac{d\Gamma}{da} = 2\gamma_s \quad (\text{II. 4})$$

γ_s : l'énergie de surface (l'énergie dissipée dans la création de nouvelles surfaces libres).

La propagation catastrophique de la fissure est caractérisée par une valeur critique de l'énergie unitaire de propagation G_c .

Finalement, les critères de rupture se traduisent par :

$$G = G_c = R = 2\gamma_s \quad (\text{II. 5}) \quad \text{L'amorçage}$$

Si G dépasse ce seuil critique, la fissure se propage $G > R$.

Si G est inférieur à γ_s , la fissure devrait se renfermer. En réalité, cela ne peut se produire en raison de l'apparition de divers processus irréversible et, notamment, de l'oxydation des surfaces de la rupture.

Pour le cas où $G > R$, la propagation de la fissure pourrait devenir instable. Dans le cas contraire, si à tout moment $G = R$, on assiste à une propagation stable de la fissure et la rupture est dite contrôlée (figure II. 10)

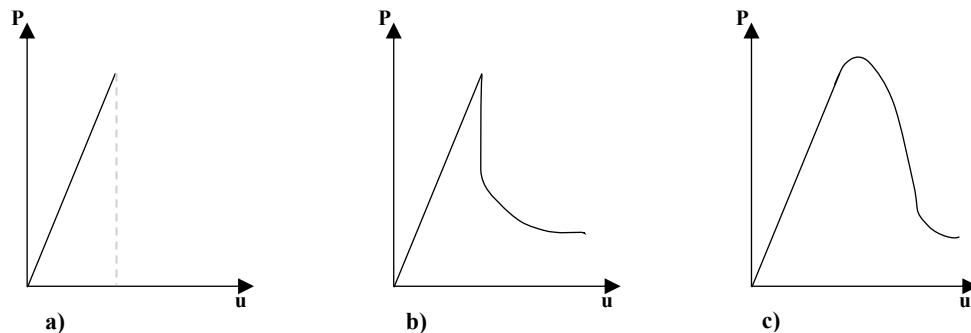


Figure II. 10. Types de rupture.

- a) Rupture instable $G_c = R$ à l'amorçage, $G > R$ après,
- b) Rupture semi-contrôlée,
- c) Rupture contrôlée $G = R$ à tout instant après l'amorçage.

II. 3. 4. Approche en contrainte

Pour un matériau contenant une fissure, soumis à un champ de contrainte axiale (figure II. 9), A. A Griffith limite l'énergie nécessaire pour reformer une fissure à la seule énergie thermodynamique, par contre l'analyse de G. R. Irwin est plus générale [75, 76]. Irwin a substitué une approche basée sur la détermination du champ de contraintes existant autour d'une fissure.

Il considère une région en front de fissure considéré comme suffisamment petite par rapport au solide considéré, mais suffisamment grands vis-à-vis aux dimensions atomiques en accord avec la théorie de l'élasticité linéaire (figure II. 11).

A partir des relations de H. M. Westergaard [77], Irwin introduit un facteur qui permet de décrire les champs singuliers de contrainte à une distance quelconque "r" du fond de fissure, avec $r \ll a$ (Longueur de fissure).

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{r}} f_{ij}(\theta) \quad (\text{II.6})$$

Où K caractérise l'intensité de contrainte en mode I de rupture.

Il existe une relation (pour chaque mode) biunivoque entre la contrainte de rupture et de défaut responsable de la rupture a, via le paramètre constant défini comme le facteur d'intensité de contrainte, cette relation est :

$$K = Y\sigma\sqrt{a_0} \quad (\text{II.7})$$

Où Y est un facteur de forme, qui dépend de la géométrie de l'éprouvette et du type de sollicitation.

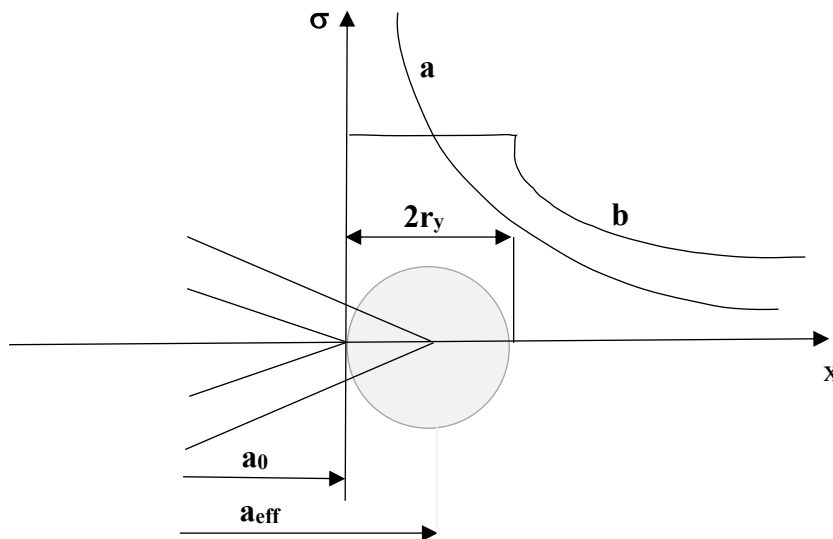


Figure II. 11. Profils de contraintes en front de fissure

- a Déformation élastique ;
- b Après déformation plastique.

La rupture se produira lorsque K atteindra une valeur critique notée K_{IC} (K_{IC} en mode I, K_{IIC} en mode II, ...).

Pour un calcul rigoureux du K_{IC} , il est donc nécessaire de prendre en considération la taille de la zone plastique. En effet, la longueur de fissure est corrigée par une longueur effective ($a + r_y$).

II. 3. 5. Equivalence entre K_{IC} et G_{IC}

A partir de l'expression du facteur d'intensité de contrainte et dans le cas d'une fissure se propage dans un milieu homogène, Irwin a montré l'équivalence mathématique entre l'approche énergétique et l'analyse en contrainte en établissant une relation entre K et G :

$$G = \frac{K^2}{E'} \quad (\text{II.8})$$

Avec $E' = E$ En contrainte planes (structures épaisses).

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2} \quad \text{En déformation planes (structures minces)}$$

Où E : est le module d'Young.

ν : est le coefficient de Poisson.

Quand les paramètres K_I et G_I atteignent des valeurs critiques on a :

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} \quad (\text{II.9})$$

Ou $G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} (1-\nu^2)$ selon la géométrie de l'éprouvette.

Toutes ces relations et particulièrement la formule (II. 7) ne sont valables que s'il n'y a pas formation d'une *zone plastique* ou plus généralement, d'une *zone linéaire non élastique* trop important en fond de fissure car celle-ci modifie le profil de contrainte (figure II. 12).

Il existe donc des critères précis de détermination de la ténacité.

Dans le cas de la présence simultanée des trois modes sollicitation I, II et III, l'expression du taux de restitution d'énergie est de la forme suivante :

En déformation plane

$$G = \frac{1-\nu^2}{E} \left(K_I^2 + K_{II}^2 + \frac{K_{III}^2}{1-\nu} \right) \quad (\text{II. 10})$$

En contrainte plane

$$G = \frac{1}{E} \left(K_I^2 + K_{II}^2 + K_{III}^2 (1+\nu) \right) \quad (\text{II.11})$$

Où K_{II} et K_{III} sont respectivement les facteurs d'intensité de contrainte en mode II et III.

II. 3. 6. Mécanique linéaire élastique de la rupture équivalente adaptée pour les matériaux quasi-fragiles

L'utilisation de la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER) reste limitée et dans le cadre des matériaux quasi-fragiles, du fait de la présence de la zone d'élaboration de la rupture. La MLER classique devient donc désuète. Ainsi, l'utilisation de la mécanique non linéaire de la rupture (MNLRL) ou bien l'utilisation d'une approche basée sur le concept de la

MLER tel que la mécanique linéaire élastique de la rupture équivalente (MLEReq) deviennent ainsi des outils très utiles à la description de la rupture quasi-fragile [78]. Cette approche introduit le principe de la longueur de fissure élastique équivalente, tout en gardant les hypothèses de la MLER [79]. Cette longueur de fissure élastique équivalente a_{eq} est la longueur de fissure qui, dans un modèle élastique parfait, donne la même complaisance que l'élément réel fissuré avec sa zone d'élaboration (figure II. 12). De plus, il est considéré que l'augmentation de la complaisance ne dépend que du développement de la FPZ (Fracture Process Zone) ou de la propagation de la macro-fissure avec sa zone d'élaboration. L'évolution de la complaisance sécante en terme de longueur élastique équivalente de fissure doit toutefois être vérifiée par l'intermédiaire de cycle de charge/endommagement/propagation/décharge [80, 81].

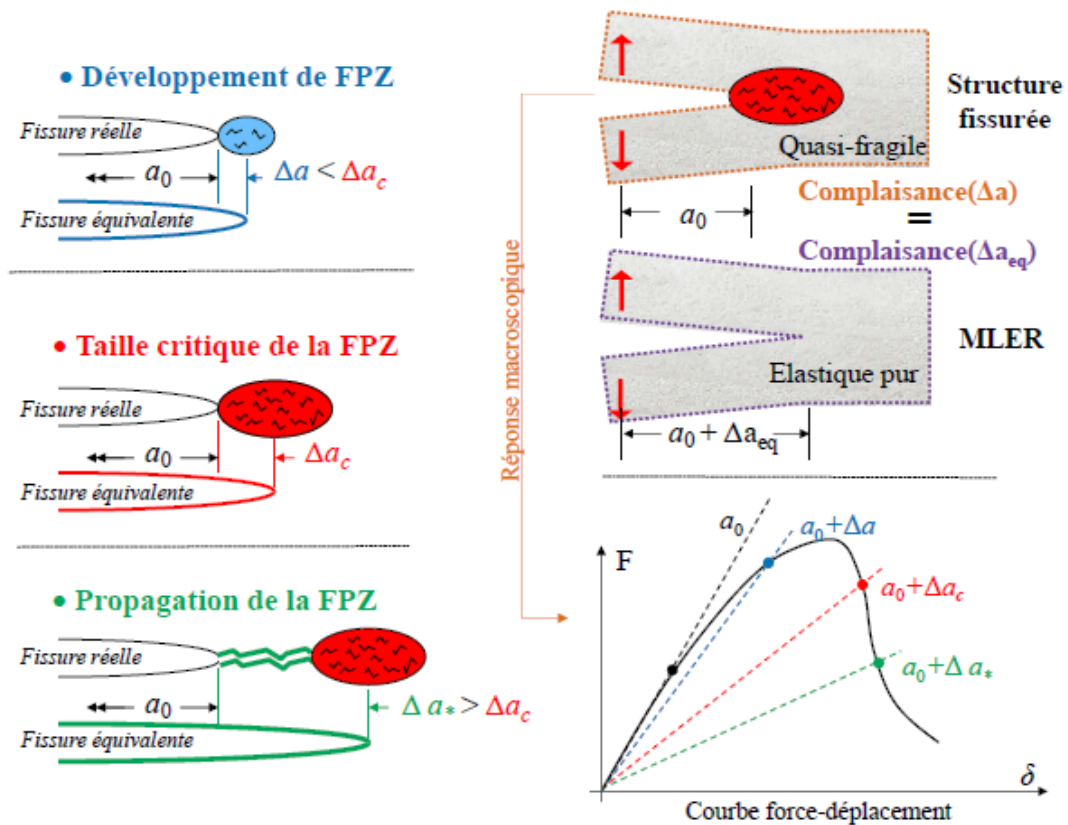


Figure II. 12. Représentation de la MLEReq et de sa longueur de fissure équivalente [73].

II. 3. 7. Notion de courbe R (Résistance à la propagation)

Dans les situations pour lesquelles l'état de contraintes planes est dominant, le critère du facteur d'intensité de contraintes critiques K_{IC} n'est plus applicable car il dépend de l'épaisseur de la pièce ; on peut utiliser alors la courbe R (figure II.13) qui relie l'accroissement de la fissure (Δa) au facteur d'intensité de contrainte ou d'une façon plus générale au chargement appliqué [82].

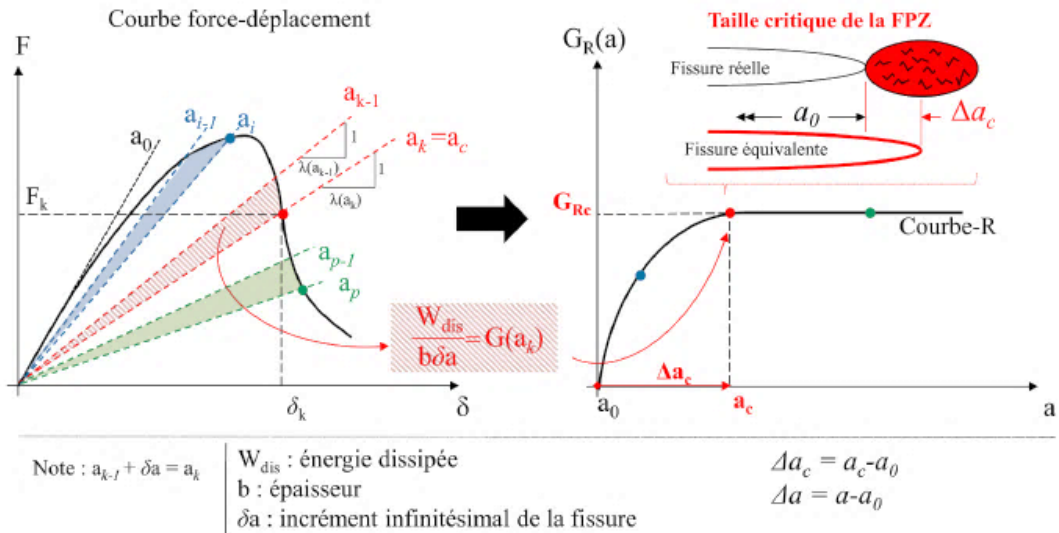


Figure II. 13. Courbe R [73].

Les courbes de résistances à la propagation de fissure (courbes R) représentent l'évolution de la ténacité ou l'énergie de propagation (donc la résistance à la propagation) en fonction de l'accroissement de la fissure. Elles caractérisent donc non seulement le phénomène d'amorçage mais également le comportement du matériau tout au long de la propagation de la fissure. En fait, elles indiquent les domaines de stabilité et l'instabilité d'une fissure pour une charge donnée.

Donc, il faut comparer les deux grandeurs qui sont la force motrice de propagation donnés par G ou K la notion de résistance notée R. Il y a propagation pour $R = G$ et instabilité pour $\frac{dG}{da} > \frac{dR}{da}$.

La courbe R sépare deux domaines : si R (la résistance à la propagation de fissure) supérieur à G (l'énergie disponible pour faire avancer la fissure), la fissure ne progressera pas. Dans le cas contraire ($G < R$), une fissure de taille initiale a_0 s'amorçant au point où $R = G$, aura tendance à suivre la courbe R (lieu des points d'équilibre $G = R$) jusqu'au point D où elle deviendra instable. Dans le cas où R ne dépend pas de a ou décroît avec a, la rupture n'est généralement pas stable car la condition $\frac{dG}{da} > \frac{dR}{da}$ n'est normalement pas remplie sauf précaution particulières.

Dans le cas où le matériau présente un comportement non linéaire, non élastique, on pourrait avoir des phénomènes de plastification en fond de fissure, de propagation sous-critique, et des mécanismes complexes spécifiques aux composites. C'est dans cette problématique qu'a été introduite la notion d'intégrale J.

II. 3. 8. L'intégrale J (intégrale de contour)

Un autre paramètre clé a été développé pour définir les conditions de rupture dans un composant subissant une déformation à la fois élastique et plastique. En utilisant une intégrale linéaire liée à l'énergie au voisinage d'une fissure, Rice [83-85] a pu résoudre des problèmes de fissures bidimensionnelles en présence d'une déformation plastique. La forme de cette intégrale linéaire, l'intégrale, est donnée par l'équation (II. 14), la rupture (initiation de la fissure) se produisant lorsque J atteint une certaine valeur critique.

L'intégrale J, développée dans le cas d'un problème plan pour un matériau à comportement élastique, est définie suivant un contour Γ (figure II. 14) :

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dx_1 - T \frac{\delta u}{\delta x_2} ds \right) \quad (\text{II.12})$$

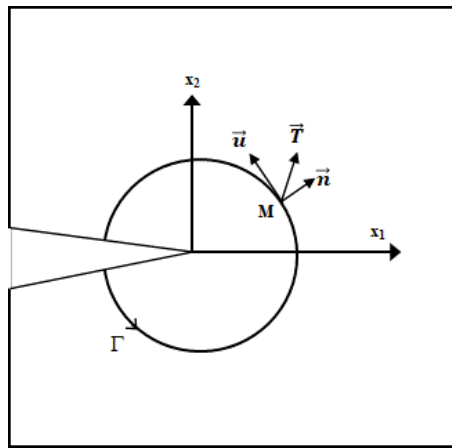


Figure II. 14. Définition de l'intégrale J selon Rice.

Où :

x_1 et x_2 : les coordonnées du point courant M du contour par rapport au fond de la fissure.

Γ : un contour passant dans la matière et entourant le fond de fissure en partant de la lèvres inférieure et finissant sur la lèvres supérieure

W : la densité d'énergie de déformation définie par la relation suivante :

$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (\text{II. 13})$$

ds : l'élément du contour

\vec{T} : le vecteur contrainte agissant sur ds en M ($T_i = \sigma_{ij}n_j$)

\vec{n} : le vecteur normal en M

\vec{u} : le vecteur déplacement du point M.

L'intégrale J donne la variation d'énergie potentielle du système en fonction de l'avance de la fissure. Pour les matériaux purement élastiques, cette intégrale a des propriétés suivantes :

- Elle est nulle pour un contour fermé.
- Elle est indépendante du chemin suivi.
- Elle vaut G .

En établissant le cadre mathématique de l'analyse de la fracture J -intégrale, Rice a supposé que la théorie de la déformation de la plasticité s'appliquât [86], c'est-à-dire que les contraintes et les déformations dans un corps plastique ou élastique-plastique sont considérées comme étant les mêmes que pour un corps élastique non linéaire avec la même courbe contrainte-déformation. Cela signifie que la courbe contrainte-déformation est non linéaire et réversible ou qu'une déformation presque proportionnelle s'est produite dans tout le corps. Par conséquent, la détermination de l'énergie de déformation à la pointe de la fissure à l'aide de l'intégrale J est valable tant qu'il n'y a pas de déchargement. Il s'ensuit que l'intégrale J peut ne pas être définie rigoureusement dans des conditions de chargement cyclique. En tant que telle, l'intégrale J a une importance en termes de définition des conditions de contrainte et de déformation pour l'initiation de fissures dans des conditions de chargement monotones et également en présence d'une quantité limitée d'extension stable de la fissure.

Pour matériaux non linéaires, ou même présentant une certaine plasticité non limitée en fond de fissure, le concept de l'intégrale J peut s'appliquer.

Si le comportement est élastique linéaire, l'intégrale J peut être considérée comme le taux de restitution d'énergie G . De même, pour caractériser l'état critique de la rupture du matériau, on utilisera J_{IC} , J_{IIC} , J_{IIIC} suivant le mode de rupture et on peut également concevoir les courbes R ou il y a propagation stable si $J = R$.

II. 3. 9. Méthodes pratiques de mesure des paramètres de rupture

II. 3. 9. 1. Notion de ténacité

La ténacité à la rupture, que ce soit K_{IC} ou G_{IC} , permet de caractériser l'aptitude que possède le matériau à résister à l'initiation et la propagation de la fissure. La ténacité K_{IC} , est une propriété intrinsèque du matériau : elle est mesurée en termes de facteur d'intensité de contrainte en mode d'ouverture (mode I), K_I .

Pour déterminer une valeur de K_{IC} , on va donc pratiquer une entaille de dimensions et de géométrie données (c'est le défaut préexistant), et on applique une charge monotone croissante jusqu'à ce que la fissure devienne instable et se propage de façon catastrophique, alors on mesure la charge critique.

Le principe de la mesure expérimentale de la ténacité découle de la relation fondamentale (II. 7) qui relie la contrainte appliquée à la taille des défauts critiques (pont d'instabilité : propagation instable du défaut) :

$$K_{IC} = Y\sigma_C\sqrt{a_C} \quad (II.14)$$

Ou Y est un facteur de forme introduit pour pallier le problème de la taille finie des éprouvettes.

Les éprouvettes pouvant être utilisées ont de différentes géométries, les plus usuelles sont données par la figure (II. 15).

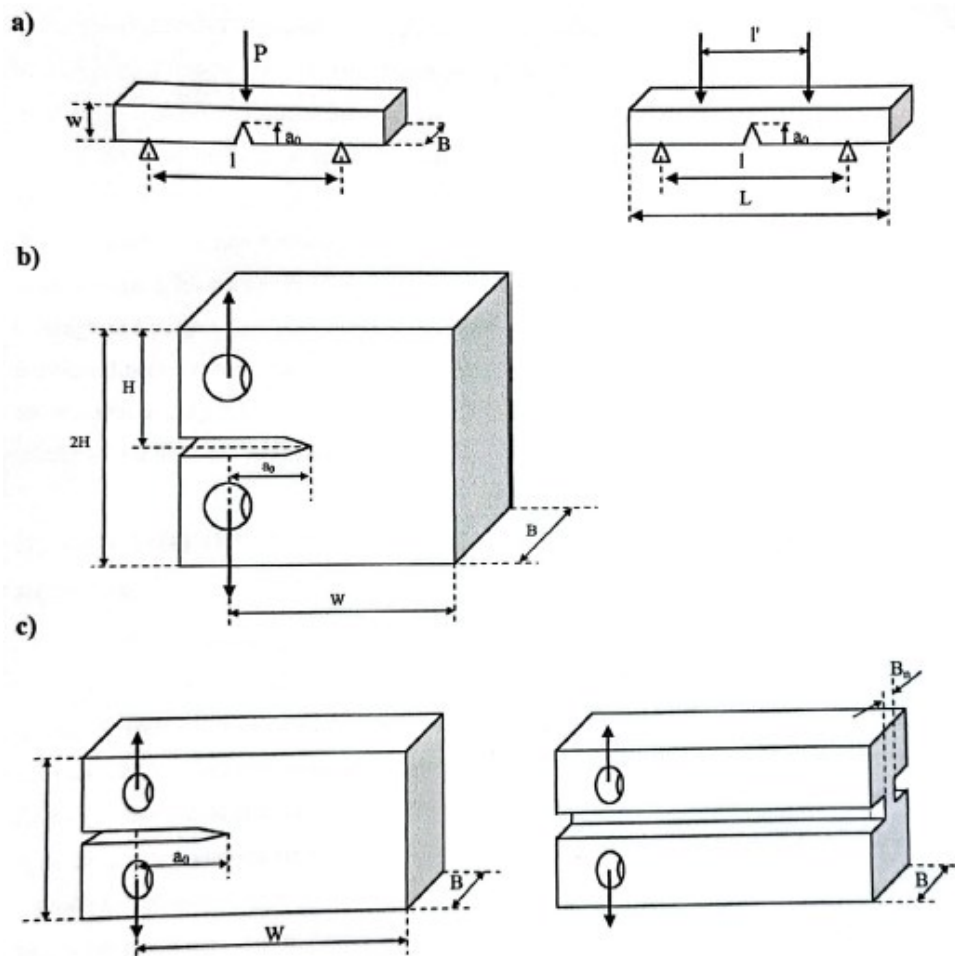


Figure II. 15. Eprouvettes de mesure de ténacité

- a) Flexion entaillé (Single Edge Notch Beam) trois points, quatre points ;
- b) Traction compact entaillée (Compact Tension Specimen) ;
- c) Double poutre encastrée (Double Cantilever Beam) sans rainure guide, avec rainure guide.

Pour chacune de ces éprouvettes, la géométrie de l'éprouvette et le moyen de chargement conduisant à des expressions différentes.

a) Eprouvette de flexion entaillée (SENB)

$$K_{IC} = Y \sigma_C \sqrt{a_0} = \frac{3P_{\max}(1-l')}{2Bw^2} Y \sqrt{a_0} \quad (\text{II.15})$$

Le facteur de forme Y peut être exprimé en première approximation par une fonction polynomiale :

$$Y\left(\frac{a}{w}\right) = \sum_{n=0}^4 A_n x^n \quad (\text{II.16})$$

Avec $x = \frac{a_0}{w}$

Les conditions ne sont pas tous identiques suivant les auteurs. Kennedy, Bradt et Rindone [87] ont proposé un facteur de forme dont les coefficients A_n dépendent de l/w .

$$A_0 = 1.90 + 0.0075 \cdot \frac{1}{w}$$

$$A_1 = -3.39 + 0.080 \cdot \frac{1}{w}$$

$$A_2 = 15.40 - 0.2175 \cdot \frac{1}{w}$$

$$A_3 = -26.24 + 0.2815 \cdot \frac{1}{w}$$

$$A_4 = 26.38 - 0.145 \cdot \frac{1}{w}$$

b) Eprouvette de traction entaillée (Compact Tension-CT)

$$K_{IC} = \frac{P_{\max}}{Bw} Y \sqrt{a_0} \quad (\text{II.17})$$

On a $Y = 29.60 - 185.5 x + 655.7 x^2 - 1017 x^3 + 638.9 x^4$

Avec $x = \frac{a_0}{w}$

Cette approximation est valable dans le domaine défini par :

$$0.3 < x < 0.7 \text{ et } H/w \cong 0.6$$

c) Eprouvette de double poutre encastree

$$K_{IC} = \frac{P_{\max} \cdot a}{BH^2} \cdot Y \quad \text{ou} \quad K_{IC} = \frac{P_{\max} \cdot a}{\sqrt{BB_n} \cdot H^2} \cdot Y \quad (\text{II.18})$$

(Sans rainure guide)

(Avec rainure guide)

$$\text{Avec } Y = 3.46 \left[1.32 \left(\frac{H}{a}\right) + 0.542 \left(\frac{H}{a}\right)^2 \right]^{1/2}$$

Toutes ces relations ne sont valables que sous certaines conditions, elles sont principalement de trois :

i) Conditions de dimensions de l'éprouvette : l'épaisseur doit être suffisante pour assurer une propagation en mode I pur, et la largeur w importante doit permettre d'éviter une déformation plastique généralisée de l'éprouvette.

ii) Conditions de géométrie de la fissure (longueur et rayon en fond d'entaille).

iii) Comportement macroscopique de l'éprouvette lors de la rupture (notamment si la rupture n'est pas brutale) : validité de l'essai de définition de la charge critique.

Il est à signaler la difficulté de l'estimation de la contrainte (σ_c) à la rupture. Dans le cas d'une rupture catastrophique, la charge à la rupture est la charge maximale par contre si la rupture est de type contrôlé, on procède de la même façon que pour l'estimation de la limite conventionnelle d'élasticité

La ténacité à la rupture en termes de K_{IC} , correspond au point d'instabilité d'une fissure soumise à la contrainte dans le cas d'une propagation instable (catastrophique), l'utilisation d'un tel critère (K_{IC}) suffit à caractériser le comportement à la rupture du matériau des mécanismes absorbeurs d'énergie contrôlant la propagation de la fissure, le seul critère K_{IC} n'est plus suffisant. On doit alors définir la ténacité (K ou G) pour chaque accroissement Δa de la fissure : ce sont les courbes R (K_R , G_R) qui permettent de caractériser le comportement de tels matériaux (critères d'initiation et de propagation).

Au cours des diverses sollicitations mécaniques, le stratifié subit de nombreux endommagements. Ils apparaissent à plusieurs échelles et souvent dans le même ordre.

Grace à la mécanique de la rupture, nous disposons d'outils permettant de caractériser la fissuration d'un matériau. Afin de comprendre l'interaction entre une fissure et les constituants du composite stratifié, l'utilisation des facteurs G et K est nécessaire. Leur calcul sera effectué pour statuer sur la stabilité de propagation de fissure que les mécanismes de propagation.

II. 3. 9. 2. Paramètres de propagation de fissure

Il existe de différentes approches qui permettent de calculer les paramètres de la mécanique de la rupture caractérisant la propagation de la fissure (notion de courbe R). Ces approches se différencient, d'après la loi du comportement du matériau [88]:

a) Comportement linéaire

i) Élastique [89]

Pour un matériau linéaire élastique, au cours d'une propagation stable de la fissure, la courbe charge – déplacement est représentée sur la figure (II. 16). Pour faire croître la fissure

de δa entre le point A et le point B, le système a absorbé une énergie $\Delta\Pi G$ qui s'écrit par unité d'aire de fissure créée :

$$G = \frac{\Delta\Pi G}{B \delta a} \quad (\text{II.19})$$

D'après [89], il est possible de montrer que :

$$G = \frac{P^2}{2B} \left(\frac{\delta C}{\delta a} \right) \quad (\text{II.20})$$

Avec $C = \frac{u}{P}$ $\delta a = a_n - a_{n-1}$

C : est la compliance (complaisance) de l'éprouvette.

u : est le déplacement du point d'application de la charge P.

P : charge appliquée.

B : épaisseur de l'éprouvette.

Graphiquement, il s'agit tout simplement de mesurer l'aire du triangle OAB

$$\Delta\Pi G = \text{l'aire (OAB)}$$

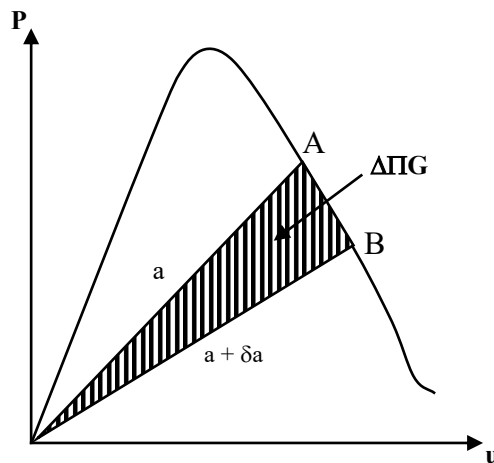


Figure II. 16. Courbe charge – déplacement (comportement linéaire élastique).

ii) Non élastique [88]

Dans le cas d'un comportement linéaire élastique, l'énergie potentielle du système est totalement dissipée sous forme d'énergie de création de surface, or, si le matériau a un comportement non élastique (figure II. 17), une part de l'énergie fournie au système se dissipe dans le matériau (plasticité, microfissuration, interaction fibre-matrice) ; ceci se traduit par un déplacement résiduel irréversible u_{ir} après la décharge complète.

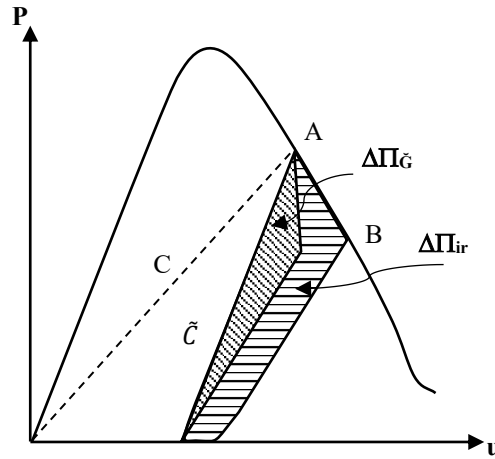


Figure II. 17. Courbe charge – déplacement (comportement non élastique).

G (noté ici G*) se décompose en deux termes :

$$G^* = G + \Phi_{ir} = \frac{\Delta\Pi_G}{B \delta a} + \frac{\Delta\Pi_{ir}}{B \delta a} \quad (\text{II. 21})$$

Avec G : énergie de propagation pure.

Φ_{ir} : part due aux phénomènes irréversibles.

$$\tilde{G} = \frac{P^2 \delta \tilde{C}}{2B \delta a} \quad (\text{II. 22})$$

Avec $\tilde{C} = \frac{u + u_{ir}}{P}$

Pour mesurer G et G* graphiquement, il faut donc d'une part, intégrer les aires $\Delta\Pi_G$, $\Delta\Pi_{\tilde{G}}$ et $\Delta\Pi_{ir}$ (voir les équations précédentes) et d'autre part mesurer l'accroissement de la fissure.

b) Comportement non linéaire

Dans le cas d'un comportement non linéaire non élastique, il faudrait connaître la loi de comportement du matériau (σ, ϵ) ou bien il faut introduire l'intégrale J.

Pour déterminer J (équivalent à G dans le cas linéaire), plusieurs méthodes ont été développées, les principales étant celles de Begley et Landes, Rice, Garwood et de Sakai.

Toutes ces méthodes sont basées sur la définition suivante

$$J = \frac{1}{B} \left(\frac{dU}{da} \right)_{u, P} = \frac{dU'}{da} \quad (\text{II.23})$$

dU est la valeur de l'énergie potentielle du système.

✚ **Méthode de Begley et Landes [90, 91]**

Ces auteurs ont introduit une méthode qui considère l'intégrale J comme la différence d'énergie U entre les courbes charge-déplacement de deux échantillons identiques avec des longueurs de fissures très voisines respectivement a et a + da (figure II. 18)

$$J = \frac{1}{B} \frac{dU}{da} \quad (\text{II. 24})$$

B : épaisseurs de l'éprouvette.

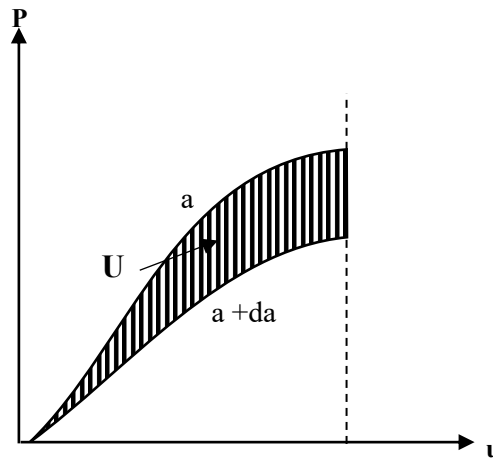


Figure II. 18. Méthode de Begley et Landes.

✚ **Méthode de Rice**

J. R. Rice [92] a montré que l'intégrale J est déduite de l'aire décrite par les courbes charge-déplacement (figure II. 19) :

$$J_R = \frac{2U_n^R}{B(w - a_n)} \quad (\text{II. 25})$$

Où U_n^R : est l'air représenté sur figure.

B : est la largeur de l'éprouvette ;

w - a_n : est le ligament de matière restant ;

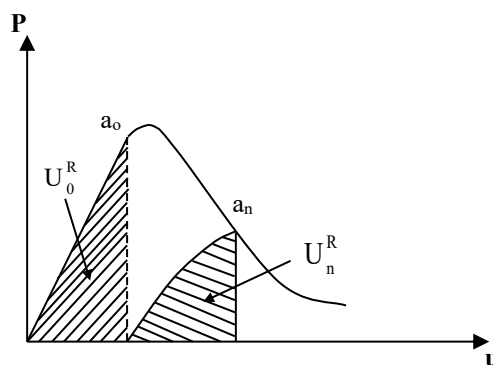


Figure. II. 19. Méthode de Rice.

L'expression précédente conduit à une valeur de l'intégrale J pour une taille de fissure donnée. Le tracé des courbes R avec cette méthode nécessite soit l'utilisation de n éprouvettes entaillées à différentes profondeurs a_n , soit de connaître à chaque instant la taille de la fissure que l'on pourrait faire propager pas à pas, par charge-décharge de l'éprouvette.

✚ Méthode de Garwood

Garwood [93] a développé une formule itérative de l'expression de Rice (figure II. 20)

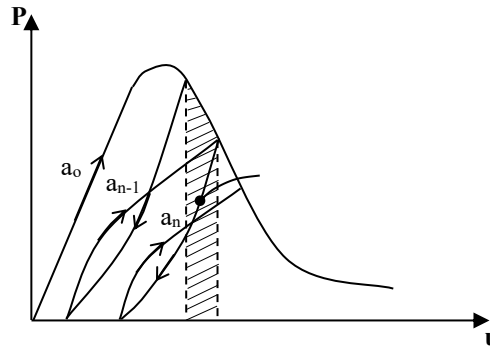


Figure II. 20. Méthode de Garwood.

L'énergie se calcule par l'expression récurrente suivante au cycle n :

$$J_G^n = J_G^{n-1} \left(\frac{w - a_n}{w - a_{n-1}} \right) + \frac{2U_n^G}{B(w - a_{n-1})} \quad (\text{II.26})$$

U_n^G : est l'énergie nécessaire pour faire avancer la fissure d'un incrément $\delta a = a_n - a_{n-1}$.

La valeur initiale J_0^G est égale à $J_0^R = \frac{2U_0}{B(w - a_0)}$

Cette méthode conduit à des valeurs surestimées de J dans lesquelles interviennent de façon complexe les énergies associées à la déformation permanente, ce qui d'ailleurs explique l'écartement progressif observé entre les courbes J_R et J_G .

✚ Méthode de Sakai

Sakai [94] propose une méthode purement graphique qui consiste à faire séparer les deux contributions l'une de l'autre. La somme de la contribution élastique et la contribution non élastique est égale à l'énergie totale de rupture. Cette méthode est basée sur l'hypothèse d'une déformation irréversible due à la zone endommagée qui conduit à une ouverture résiduelle lors de la décharge totale de l'éprouvette.

A partir de la courbe charge - déplacement (P-u), on détermine l'énergie totale qui correspond à l'aire $\Delta\Pi$ (figure II. 21).

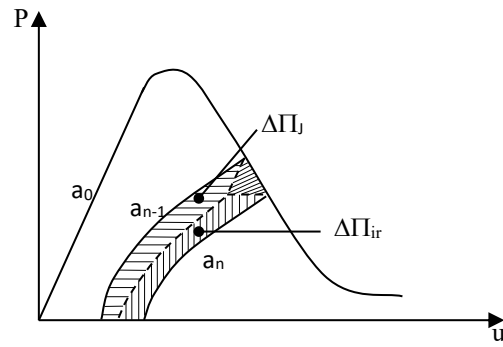


Figure II. 21. Méthode de Sakai.

II. 5. REFERENCES

1. KACHANOV, L.M., *Time of the rupture process under creep conditions*, *Izy Akad. Nank SSR Otd Tech Nauk*, 1958. **8**: p. 26-31.
2. Rabotnov, Y.N., *Kinetics of creep and creep rupture*, in *Irreversible Aspects of Continuum Mechanics and Transfer of Physical Characteristics in Moving Fluids*. 1968, Springer. p. 326-334.
3. Chaboche, J. and J. Lemaitre. *A nonlinear model of creep-fatigue damage cumulation and interaction [C]*. in *Proceeding of IUTAM Symposium of Visco-elastic Media and Bodies*, Springer-verlag. 1974.
4. Hult, J., *Creep in continua and structures*, in *Topics in applied continuum mechanics*. 1974, Springer. p. 137-155.
5. Leckie, F.A., *The constitutive equations of continuum creep damage mechanics*. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 1978. **288**(1350): p. 27-47.
6. Murakami, S., *Notion of continuum damage mechanics and its application to anisotropic creep damage theory*. 1983.
7. Lemaitre, J. and J. Chaboche, *Mécanique des matériaux solides*, ed Dunod-Bordas. Paris, France, 1985.
8. Bazant, Z., L. Cedolin, and J. Hutchinson, *Stability of structures: elastic, inelastic, fracture, and damage theories*. 1993.
9. Krajcinovic, D., *Damage Mechanics, Applied Mathematics and Mechanics Vol. 41*. 1996, North-Holland, Amsterdam.
10. Voyiadjis, G.Z., G.Z. Voyiadjis, and P.I. Kattan, *Advances in damage mechanics: metals and metal matrix composites*. 1999: Elsevier.
11. Ladevèze, P., *Sur une théorie de l'endommagement anisotrope*. 1983: Laboratoire de Mécanique et Technologie.
12. Ladevèze, P. *On the damage mechanics of composites (Sur la mécanique de l'endommagement des composites)*. in *National Workshop on Composites, 5 th, Paris, France, Sept. 9-11, 1986, Proceedings (A 87-50159 22-24)*. Paris, Editions Pluralis, 1986. 1986.
13. Ladeveze, P., O. Allix, and L. Daudeville, *Mesomodeling of damage for laminate composites: Application to delamination*, in *Inelastic deformation of composite materials*. 1991, Springer. p. 607-622.
14. Ladeveze, P., *A damage computational method for composite structures*. *Computers & Structures*, 1992. **44**(1-2): p. 79-87.
15. Ladeveze, P. and G. Lubineau, *An enhanced mesomodel for laminates based on micromechanics*. *Composites Science and Technology*, 2002. **62**(4): p. 533-541.
16. Flesher, N.D. and C.T. Herakovich, *Predicting delamination in composite structures*. *Composites science and technology*, 2006. **66**(6): p. 745-754.
17. Garrett, K. and J. Bailey, *Multiple transverse fracture in 90 cross-ply laminates of a glass fibre-reinforced polyester*. *Journal of materials science*, 1977. **12**(1): p. 157-168.
18. Parvizi, A. and J. Bailey, *On multiple transverse cracking in glass fibre epoxy cross-ply laminates*. *Journal of Materials Science*, 1978. **13**(10): p. 2131-2136.
19. Bailey, J., P. Curtis, and A. Parvizi, *On the transverse cracking and longitudinal splitting behaviour of glass and carbon fibre reinforced epoxy cross ply laminates and the effect of Poisson and thermally generated strain*. *Proceedings of the Royal Society of London. A. Mathematical and Physical Sciences*, 1979. **366**(1727): p. 599-623.
20. Bailey, J. and A. Parvizi, *On fibre debonding effects and the mechanism of transverse-ply failure in cross-ply laminates of glass fibre/thermoset composites*. *Journal of Materials Science*, 1981. **16**(3): p. 649-659.
21. Nairn, J.A., *The strain energy release rate of composite microcracking: a variational approach*. *Journal of Composite Materials*, 1989. **23**(11): p. 1106-1129.
22. Nairn, J. and S. Hu, *The initiation and growth of delaminations induced by matrix microcracks in laminated composites*. *International journal of fracture*, 1992. **57**(1): p. 1-24.
23. Nairn, J., S. Hu, and J.S. Bark, *A critical evaluation of theories for predicting microcracking in composite laminates*. *Journal of Materials Science*, 1993. **28**(18): p. 5099-5111.

24. Lagattu, F. and M. Lafarie-Frenot, *Variation of PEEK matrix crystallinity in APC-2 composite subjected to large shearing deformations*. Composites science and technology, 2000. **60**(4): p. 605-612.
25. Gamstedt, E. and B. Sjögren, *Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse plies*. Composites Science and Technology, 1999. **59**(2): p. 167-178.
26. Berthelot, J.-M. and F.F. Ling, *Composite materials: mechanical behavior and structural analysis*. Vol. 435. 1999: Springer.
27. Abisset, E., *Un mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés pour le virtual testing: identification et validation*. 2012, École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan.
28. TALREJA, R., *Damage mechanics of composite materials*. Composite Materials Series, 9, 1994.
29. Gao, F., et al., *Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading: 2. Modelling the effect of damage on macro-mechanical properties*. Composites Science and Technology, 1999. **59**(1): p. 137-145.
30. Pandita, S.D., et al., *Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on-and off-axis directions*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2001. **32**(10): p. 1533-1539.
31. Osada, T., A. Nakai, and H. Hamada, *Initial fracture behavior of satin woven fabric composites*. Composite structures, 2003. **61**(4): p. 333-339.
32. Daggumati, S., et al., *Local strain in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part I—Experimental analysis*. Composites science and technology, 2011. **71**(8): p. 1171-1179.
33. de Azevedo Soriano, E. and S.F.M. de Almeida, *Notch sensitivity of carbon/epoxy fabric laminates*. Composites science and technology, 1999. **59**(8): p. 1143-1151.
34. Lagace, P.A., *Notch sensitivity of graphite/epoxy fabric laminates*. Composites Science and Technology, 1986. **26**(2): p. 95-117.
35. Marsal, D., *Modélisation multi-échelle de l'endommagement des stratifiés sous sollicitations hors-plan*. 2005, École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan.
36. Violeau, D., *Une stratégie de calcul pour l'analyse à l'échelle "micro" des endommagements jusqu'à rupture des composites stratifiés*. 2007, École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan.
37. Perreux, D., D. Choqueuse, and P. Davies, *Anomalies in moisture absorption of glass fibre reinforced epoxy tubes*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2002. **33**(2): p. 147-154.
38. Murray, Y. and L. Schwer, *Implementation and verification of fiber-composite damage models, Failure Criteria and Analysis in Dynamic Response*. 1990.
39. Bordeu Weldt, F.E., *Calcul à l'échelle méso avec interface non locale des composites stratifiés*. 2012, Cachan, Ecole normale supérieure.
40. Ogihara, S. and N. Takeda, *Interaction between transverse cracks and delamination during damage progress in CFRP cross-ply laminates*. Composites Science and Technology, 1995. **54**(4): p. 395-404.
41. Crossman, F. and A. Wang, *The dependence of transverse cracking and delamination on ply thickness in graphite/epoxy laminates*. 1982: ASTM International.
42. O'brien, T., *Characterization of Delamination Onset and Growth in*. Damage in composite materials, 1982: p. 140.
43. Boniface, L., et al., *Transverse ply cracking in cross-ply CFRP laminates—initiation or propagation controlled?* Journal of Composite Materials, 1997. **31**(11): p. 1080-1112.
44. Jamison, R.D., et al., *Characterization and analysis of damage mechanisms in tension-tension fatigue of graphite/epoxy laminates*. 1984: ASTM International.
45. Lachaud, F., *Délamination de matériaux composites à fibres de carbone et à matrices organiques: Etude numérique et expérimentale, suivi par émission acoustique*. 1997.
46. Gay, D., *Matériaux composites*. 1991: Hermes.
47. Leguillon, D., *Strength or toughness? A criterion for crack onset at a notch*. European Journal of Mechanics-A/Solids, 2002. **21**(1): p. 61-72.
48. Laeuffer, H., *Caractérisation et modélisation des réseaux de fissures pour la prédiction de la perméabilité des réservoirs composites stratifiés sans liner*. 2017, Paris, ENSAM.
49. Bois, C., et al., *A multiscale damage and crack opening model for the prediction of flow path in laminated composite*. Composites Science and Technology, 2014. **97**: p. 81-89.

50. Yokozeki, T., et al., *Effects of layup angle and ply thickness on matrix crack interaction in contiguous plies of composite laminates*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2005. **36**(9): p. 1229-1235.
51. Kim, R.Y., S. Sihm, and S.L. Donaldson, *Effect of Ply Thickness on the Damage Development in Composite Laminates (Preprint)*. 2006, DAYTON UNIV RESEARCH INST (UDRI) OH ENERGY AND ENVIRONMENTAL ENGINEERING DIV.
52. Lavoie, J.A. and E. Adolfsen, *Stitch cracks in constraint plies adjacent to a cracked ply*. Journal of Composite Materials, 2001. **35**(23): p. 2077-2097.
53. Yokozeki, T., T. Ogasawara, and T. Ishikawa, *Evaluation of gas leakage through composite laminates with multilayer matrix cracks: cracking angle effects*. Composites science and technology, 2006. **66**(15): p. 2815-2824.
54. Germaneau, A., *Développement de techniques de mesure dans le volume: photoélasticimétrie 3D par découpage optique et corrélation volumique par tomographie optique et rayons X. Application à l'étude des effets mécaniques 3D dans les structures et les biomatériaux*. 2007, Université de Poitiers.
55. Scott, A., et al., *Damage accumulation in a carbon/epoxy composite: Comparison between a multiscale model and computed tomography experimental results*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2012. **43**(9): p. 1514-1522.
56. Morandi, P., *Développement d'une technique de tomographie par découpage optique rotatif pour la mesure résolue en temps de champs cinématiques 3D par corrélation d'images volumiques*. 2014, Poitiers.
57. Benzeggagh, M.L. and M. Kenane, *Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus*. Composites science and technology, 1996. **56**(4): p. 439-449.
58. Vandellos, T., *Développement d'une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiées. Analyse et prévision du comportement à long terme des composites fibres de carbone {matrice organique., Thèse de doctorat, Université Bordeaux 1, 2011.*
59. Hochard, C., P.-A. Aubourg, and J.-P. Charles, *Modelling of the mechanical behaviour of woven-fabric CFRP laminates up to failure*. Composites Science and Technology, 2001. **61**(2): p. 221-230.
60. Ladeveze, P. and E. LeDantec, *Damage modelling of the elementary ply for laminated composites*. Composites science and technology, 1992. **43**(3): p. 257-267.
61. Hochard, C. and Y. Thollon, *A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions*. International Journal of Fatigue, 2010. **32**(1): p. 158-165.
62. Cox, B.N., M.S. Dadkhah, and W. Morris, *On the tensile failure of 3D woven composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 1996. **27**(6): p. 447-458.
63. Daniel, I.M., J.-J. Luo, and P.M. Schubel, *Three-dimensional characterization of textile composites*. Composites Part B: Engineering, 2008. **39**(1): p. 13-19.
64. Hochard, C., N. Lahellec, and C. Bordreuil, *A ply scale non-local fibre rupture criterion for CFRP woven ply laminated structures*. Composite Structures, 2007. **80**(3): p. 321-326.
65. Shrotriya, P. and N. Sottos, *Viscoelastic response of woven composite substrates*. Composites science and technology, 2005. **65**(3-4): p. 621-634.
66. Ahci, E. and R. Talreja, *Characterization of viscoelasticity and damage in high temperature polymer matrix composites*. Composites science and technology, 2006. **66**(14): p. 2506-2519.
67. Chung, K. and H. Ryou, *Development of viscoelastic/rate-sensitive-plastic constitutive law for fiber-reinforced composites and its applications. Part I: Theory and material characterization*. Composites science and technology, 2009. **69**(2): p. 284-291.
68. Bordreuil, C. and C. Hochard. *Rupture prediction of woven ply laminated plate with an open hole*. in *11th European Conference on Composites Materials (Grèce Rhodes)*. 2004. nc.
69. Marcin, L., *Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures*. 2010, Université Bordeaux 1.
70. Griffith, A.A., *VI. The phenomena of rupture and flow in solids*. Philosophical transactions of the royal society of london. Series A, containing papers of a mathematical or physical character, 1921. **221**(582-593): p. 163-198.
71. Recho, N., *Rupture par fissuration des structures*. 1995: Hermès.

72. Fantozzi, G., *Rupture des matériaux: 1 ère et 2 ème parties*, in *Département génie physique des matériaux et génie mécanique développement, 5 ème année, INSA Lyon*. 1992.
73. Gangnant, A., *Étude de la rupture quasi-fragile d'un béton à l'échelle mésoscopique: aspects expérimentaux et modélisation*. 2016, Bordeaux.
74. Griffith, A., A., *Theory of rupture*, *Proc. 1st Int. Congr. Appl. Mech.*, pp. 55-63. 1924.
75. Irwin, G., *Fracture: Handbuch der physic*. Berlin, Springer-Verlag, 1958. 6: p. 551-590.
76. Irwin, G.R., *Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate*. 1957.
77. Westergaard, H.M., *Bearing pressures and cracks: Bearing pressures through a slightly waved surface or through a nearly flat part of a cylinder, and related problems of cracks*. 1939.
78. Bažant, Z.P. and M.T. Kazemi, *Size effect in fracture of ceramics and its use to determine fracture energy and effective process zone length*. *Journal of the American Ceramic Society*, 1990. 73(7): p. 1841-1853.
79. Ba and M. Kazemi, *Determination of fracture energy, process zone length and brittleness number from size effect, with application to rock and concrete*. *International Journal of fracture*, 1990. 44(2): p. 111-131.
80. Morel, S., N. Dourado, and G. Valentin, *Wood: a quasibrittle material R-curve behavior and peak load evaluation*. *International Journal of Fracture*, 2005. 131(4): p. 385-400.
81. Gangnant, A. and S. Morel. *Rupture quasifragile des bétons et mortiers. MLER équivalente et courbe-R*. in *CFM 2013-21ème Congrès Français de Mécanique*. 2013. AFM, Maison de la Mécanique, 39/41 rue Louis Blanc-92400 Courbevoie.
82. Broek, D., *Elementary engineering fracture mechanics*. 1982: Springer Science & Business Media.
83. Rice, J. and E.P. Sorensen, *Continuing crack-tip deformation and fracture for plane-strain crack growth in elastic-plastic solids*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1978. 26(3): p. 163-186.
84. Rice, J.R., *A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks*. 1968.
85. Rice, J.R., *Mathematical analysis in the mechanics of fracture*. *Fracture: an advanced treatise*, 1968. 2: p. 191-311.
86. Hertzberg, R.W., R.P. Vinci, and J.L. Hertzberg, *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 2020: John Wiley & Sons.
87. Kennedy, C., R. Bradt, and G. Rindone, *Fracture mechanics of binary sodium silicate glasses*, in *Fracture mechanics of ceramics*. 1974, Springer. p. 883-893.
88. R'mili, M., et al., *Energy toughness parameters for a 2D carbon fibre reinforced carbon composite*. *Composites science and technology*, 1990. 37(1-3): p. 207-221.
89. R'Mili, M., *Application de la mécanique de la rupture au composite carbone-carbone bidirectionnel*. 1987, Lyon, INSA.
90. Begley, J. and J. Landes, *The J integral as a fracture criterion*. 1972.
91. Landes, J. and J. Begley. *The effect of specimen geometry on JIc*. in *Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics-Part II, ASTM STP*. 1972.
92. Rice, J., P. Paris, and J. Merkle, *Some further results of J-integral analysis and estimates*, in *Progress in flaw growth and fracture toughness testing*. 1973, ASTM International.
93. Garwood, S., J. Robinson, and C. Turner, *The measurement of crack growth resistance curves (R-curves) using the J integral*. *International Journal of Fracture*, 1975. 11(3): p. 528-530.
94. SAKAI, M., K. URASHIMA, and M. INAGAKI, *Energy principle of elastic-plastic fracture and its application to the fracture mechanics of a polycrystalline graphite*. *Journal of the American Ceramic society*, 1983. 66(12): p. 868-874.

Chapitre III
Matériaux et techniques
expérimentales

III. 1. INTRODUCTION

Les questions d'écologie et de développement durable ont été à l'origine de la recherche sur le développement de matériaux composites respectueux de l'environnement. Nous avons entamé ce travail afin de contribuer à la réduction des impacts environnementaux et à la préparation de composites avec des matériaux recyclables destinés à être utilisés dans différentes applications.

À cet effet, nous avons développé et caractérisé des matériaux composites à base de jute récupérée de sacs d'emballage et de matrice thermoplastique qui est le polypropylène récupéré des chutes avant la fabrication de fils PP.

III. 2. MATÉRIAUX ET MÉTHODES

III. 2. 1. Matériaux

Dans un intérêt écologique et économique, le but principal de notre travail est l'élaboration d'un bio composite à base de matières recyclées. Pour cela, nous avons utilisé le polypropylène comme matrice et le jute comme renfort.

Le polypropylène est utilisé sous forme de film recyclé. Ce dernier, nous a été fourni par "Béjaia emballage, BEJE", c'est le déchet du film destiné à la fabrication de corde et de ficelle ainsi de sacs d'emballage en PP (figure III. 1. a).

Le jute utilisé est sous forme de tissu avec différentes textures. Le jute est récupéré de sacs destinés à l'emballage de produits alimentaires tels que café, cumin...ect (figure III. 1. b). C'est des sacs que nous avons récupéré sur le marché.



Figure. III. 1. Constituants utilisés pour l'élaboration des bio-composites.

a) Film de Polypropylène, b) Sacs de Jute

1. Polypropylène

Le polypropylène (PP) est un thermoplastique de grande diffusion. Il est utilisé dans de nombreux secteurs, notamment dans l'emballage, l'industrie automobile, les appareils ménagers, les sanitaires et le textile, sa production représente plus d'un cinquième des plastiques produits dans le monde. En plus de ces applications, le polypropylène est considéré comme l'une des plus importantes polyoléfinés utilisées comme matrice pour les composites de fibres naturelles [1-11].

La matrice de polypropylène se caractérise par le module d'élasticité le plus élevé de toutes les polyoléfinés et une température de fusion relativement basse (inférieure à 175 °C), ce qui est un avantage pour les systèmes contenant des fibres naturelles [12].

Pour la fabrication du fil de polypropylène, la première étape est la production d'un film à partir des grains de PP avec l'extrudeuse. En étant étiré, le film de polypropylène gagne en

stabilité. Les films sont alimentés sur des rouleaux qui tournent plus vite que la machine. Ce procédé entraîne un allongement du plastique dans le sens longitudinal. Si ces films sont étirés davantage dans le sens transversal, on obtient un film BOPP (Biaxial-Oriented PP film). La première partie du film est toujours mal formée donc elle est rejetée. Le film de polypropylène utilisé dans notre travail est ce produit primaire issu lors de la fabrication du fil. Les propriétés du polypropylène sont représentées par le tableau (III. 1).

Tableau III. 1. Caractéristiques du polypropylène [13].

Densité	0,905 g/cm ³
Température de fusion	165 – 170 °C
Module élastique	1.0 – 1.4 GPa
Limite d'élasticité	25 – 38 MPa
Déformation à la rupture	300 (%)
Coefficient de dilatation	175.10 ⁻⁶ °C
Température de mise œuvre	190 – 285 °C

2. Tissu de Jute

Le jute (fibre d'Or) est une plante des régions tropicales appartenant à la famille des liliacées. La tige peut atteindre une hauteur de 4 à 6 m avec un diamètre d'environ 3 cm. La fibre ultime est très courte et très lignifiée. Comparée à d'autres fibres naturelles, la fibre de jute est une fibre prometteuse et constitue un vaste domaine de recherche en raison de ses bonnes caractéristiques mécaniques par rapport à d'autres fibres naturelles telles que le sisal, la noix de coco et la ramie [14].

Alors qu'autrefois l'utilisation de toile de jute était exclusivement réservée au transport de grain de café, cacao et autres denrées alimentaires, aujourd'hui cette toile a une toute nouvelle dimension. Considéré comme la meilleure solution pour préserver l'environnement, le sac toile de jute est utilisé de plus en plus par les particuliers et professionnels pour les travaux liés au jardinage et à la construction et pour de nombreuses autres utilisations. De nombreuses études sont menées sur les composites à base de fibres de jute continues avec différents aspects, par exemple les propriétés mécaniques [15-19], les propriétés mécaniques dynamiques [20], l'effet des traitements des fibres sur les propriétés mécaniques [15, 16, 21, 22], les propriétés physiques [19] et le traitement et les microstructures [23].

Avec un objectif écologique, tant en termes de limitation de l'utilisation de ressources limitées que de gestion de l'élimination des déchets, le recyclage des matériaux en fin de vie est

en augmentation. Il est connu que les sacs de jute en fin de vie seront des déchets et ne sont pas encore effectivement réutilisés [24]. Dans le cadre de cette recherche, notre contribution consiste à récupérer ces sacs après usage et de les utiliser comme renfort d'une matrice thermoplastique qui est aussi du déchet du film polypropylène utilisés pour la fabrication de fils PP.

III. 2. 2. Méthodes

III. 2. 2. 1. Étude thermochimique de la toile de jute

1. Analyse par spectroscopie par infrarouge à transformée de Fourier (IRTF)

La spectrométrie infrarouge à transformée de Fourier (IRTF) est une technique efficace. Elle nous permet de déterminer les propriétés chimiques et structurales des tissus utilisés dans notre travail. Les analyses IRTF sont effectuées dans le laboratoire de physico-chimie des hauts polymères (Université Ferhat Abbas de Sétif-1). Les données du spectre infrarouge ont été obtenues grâce au spectromètre Perkin Elmer. Les spectres infrarouges ont tous été accumulés avec 32 balayages. Les données ont été enregistrées entre les nombres d'ondes de 4000 cm^{-1} et 400 cm^{-1} .

2. Analyse thermogravimétrique (ATG)

L'analyse thermogravimétrique a été utilisée pour étudier la stabilité thermique et la vitesse de décomposition qu'un échantillon subit pendant le traitement thermique en fonction de la température. En général, les procédés de fabrication des composites à matrice thermoplastique renforcée de fibres naturelles sont souvent réalisés à des températures élevées. Pour cette raison, il est important d'évaluer le comportement thermique des fibres naturelles.

L'analyse thermogravimétrique est effectuée à l'aide de l'instrument SDT Q600 V20.9 Build 20 à l'unité de recherche sur les matériaux émergents (Université Ferhat Abbas de Sétif-1), avec les conditions suivantes, la température étant de 25 à 600°C sous Nitrogène N_2 avec une vitesse de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

Pour ses analyses (ATG/DTG et IRTF), nous avons besoin de poudre de jute. Pour cela, nous avons broyé les tissus de jute en fine poudre avec un broyeur planétaire au laboratoire de génie civil (Université de M'sila) (figure III. 2), puis la poudre est bien séchée au four.



Figure III. 2. Broyeur planétaire.

III. 2. 2. 2. *Elaboration des composites Jute-PP*

Notre travail est réalisé en deux parties, la première est d'élaborer un composite jute / PP en variant la fraction massique du renfort. Après la caractérisation de ses composites, vient la deuxième partie qui est l'élaboration des composites avec différentes textures de jute en choisissant la meilleure fraction du renfort qui nous donne les meilleures caractéristiques mécaniques.

La mise en œuvre du matériau est effectuée au sein du laboratoire du moulage au hall technologique (Université Mohamed Boudiaf de M'sila), en utilisant le procédé de moulage par compression à chaud.

Les étapes d'élaboration sont comme suit :

1. *Lavage des sacs de jute*

Les sacs de jute sont récupérés sur le marché, ils étaient destinés à l'emballage de différents produits (café, cumin, ...etc). Donc la première des choses c'est les laver pour éliminer tout résidus des produit emballés. Puis ils sont bien rincés et séchés. Après le séchage, nous avons choisi les sacs en bon état et nous avons pu trouver trois types de tissage du jute dont on parlera dans ce qui suit.

2. *Découpage des constituants*

Nous avons découpé le film du PP et les différents sacs de jute manuellement avec un ciseau selon les dimensions du moule ($180 \times 250 \text{ mm}^2$) (figure III. 3).

3. *Pressage des renforts*

Afin d'assurer une orientation planaire des fibres, les tissus sont pressés à chaud. La température est de l'ordre de 120°C , la pression utilisée est 12 bars pendant 10 minutes. Ces

opérations confèrent une certaine isotropie et permettent de diminuer l'épaisseur des plis ainsi du matériau composite élaboré.

Ensuite le renfort est étuvé pendant 20 min à 100°C, afin de dégager l'humidité hygroscopique. Cette dernière est néfaste car la matrice utilisée est hydrophobe.

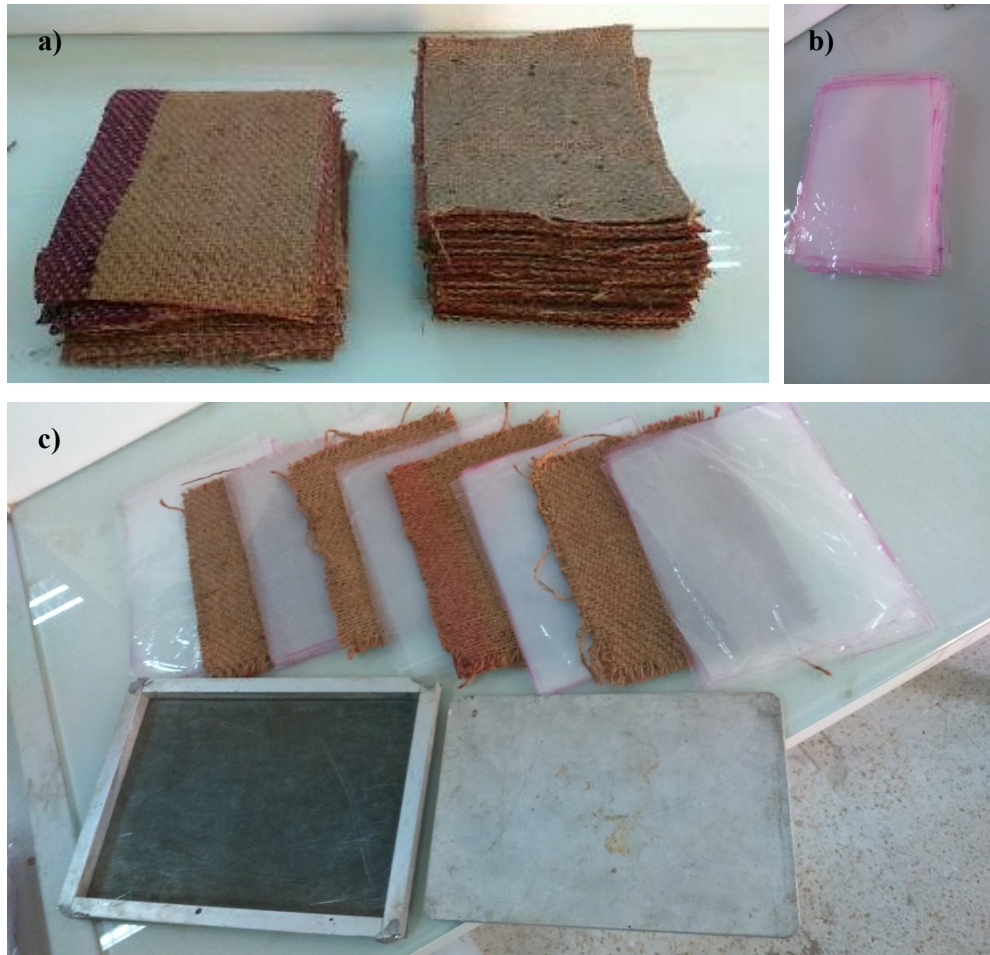


Figure III. 3. Moule et matériaux utilisés

a) Jute b) Plastique PP c) Moule

4. Mise en œuvre des composites

Première étape : choisir la fraction optimale de renforcement :

Pour déterminer la fraction massique optimale, nous avons élaboré des plaques du composite avec différentes fractions selon l'équation suivante [25] :

$$W_f = \frac{w_j}{w_m + w_f} \quad (\text{III. 1})$$

$$w_m = \frac{w_j (1 - W_f)}{W_f} \quad (\text{III. 2})$$

Avec W_f , w_j et w_m sont respectivement la fraction massique du tissu, la masse du tissu de jute et la masse de la matrice PP.

Six composites sont élaborés avec des fractions de masse différentes, avec des masses du tissu identiques. En fonction de cette fraction massique, nous avons adopté pour ce qui suit la nomination suivante :

Désignation	W_f (%)
Bio-Com 30%	30
Bio-Com 40%	40
Bio-Com 45%	45
Bio-Com 50%	50
Bio-Com 60%	60
Bio-Com 70%	70

Pour le moulage des composites, nous utilisons une presse à chaud (figure III. 4). Elle est constituée de deux plaques dont les températures sont asservies par un régulateur et ajustées.

Nous superposons les plis découpés du jute et de PP de façons à assurer une bonne distribution de renfort et de la matrice. Ensuite nous mettons les couches dans un moule qu'on couvre après déposition des couches. Une fois le moule rempli et couvert, il est placé sur la plaque inférieure de la presse. La plaque supérieure est ensuite descendue lentement jusqu'à fermeture et maintenue en pression de 40 bars à une température de 200 °C avec un temps de maintien de 10 minutes

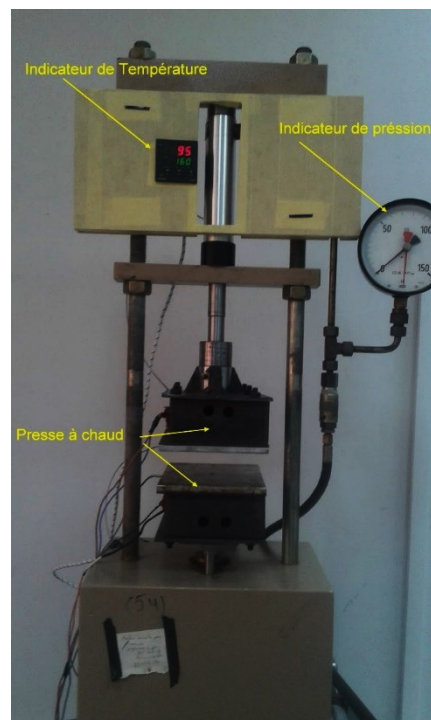


Figure III. 4. Presse à chaud utilisée.

Ensuite, le moule est retiré de la presse puis refroidi. Nous obtenons des plaques du composite (figure III. 5).

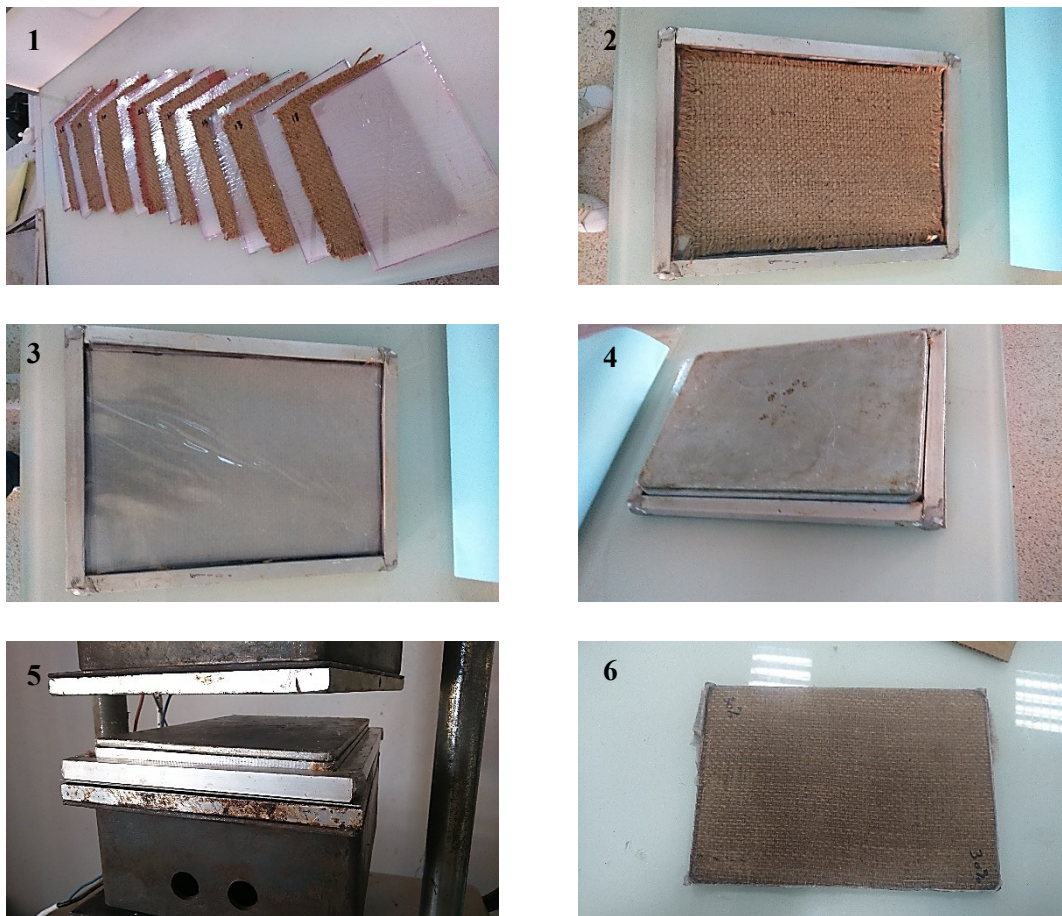





Figure III. 5. Etapes pour l'élaboration de plaque du composite jute/PP en utilisant la compression à chaud.

Deuxième étape : Élaboration des composites pour différentes architectures de tissu de jute

Après la caractérisation du composite élaboré en faisant varier la fraction de masse du renfort, nous avons élaboré trois types de composites avec différentes architectures du tissu de jute recyclée (tableau III. 2). La fraction massique utilisée dans cette partie est la fraction optimale déterminée dans la première partie.

L'élaboration des bio-composites est effectuée selon les mêmes étapes déjà mentionnées précédemment. Nous avons désigné les composites par (Bio-Com A, Bio-Com B, et Bio-Com C) selon les différents tissages. Et un quatrième composite Bio-Com D, élaboré avec du tissu de jute neuf (puisque ce type de composite est étudié auparavant [26], il ne sera caractérisé dans ce travail que pour les essais de rupture).

Tableau III. 3. Différents tissus de Jute utilisés.

Désignation	Tissu A	Tissu B	Tissu C
Tissu			
	Satin	Sergé 2x2	Taffetas
Nombre de fil de trame par 10 cm	34	26	37
Nombre de fil de chaîne en 10 cm	74	54	37
La masse surfacique (g/m ²)	550	500	350

III. 2. 2. 3. Caractérisation mécanique

Pour le choix de la fraction optimale, nous allons caractériser les matériaux seulement pas des essais de traction sur éprouvettes haltère. Les composites élaborés avec la fraction optimale et en variant l'architecture du renfort seront caractérisées par différents essais : traction, flexion et rupture.

Ces essais sont effectués à température ambiante sur une machine de traction/compression Zwick - Roell type Z100 (figure III. 6) au laboratoire des matériaux non métalliques (Institut d'optique et de mécanique de précision, Université de Sétif-1).



Figure III. 6. Machine de traction /compression Zwick- Roell type z100.

1. Essai de traction

Les propriétés de traction ont été déterminées selon la norme ASTM D638-03 (figure III. 7) en utilisant une vitesse de la traverse de 1 mm/min. La résistance à la traction des composites a été calculée à partir de la courbe charge-déplacement.

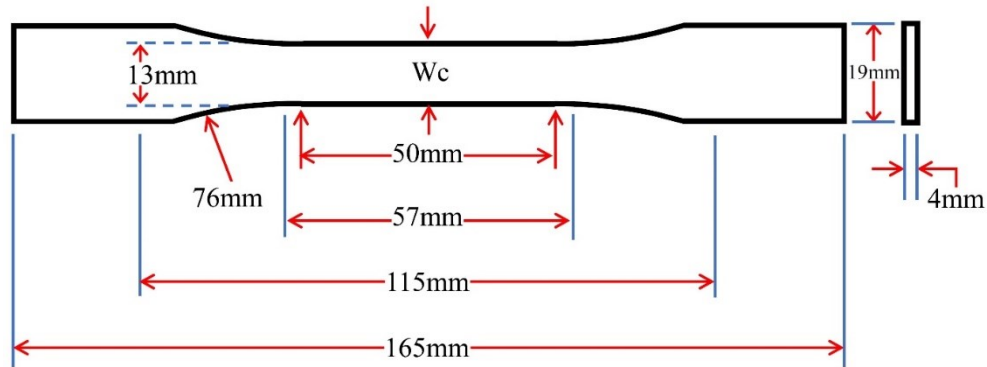


Figure III. 7. Éprouvette de traction ASTM D638-03

La résistance à la traction σ est calculée en utilisant.

$$\sigma_f = \frac{P}{s} \quad (\text{III. 3})$$

Où P est la charge appliquée (N), s est la section sollicitée (mm^2)

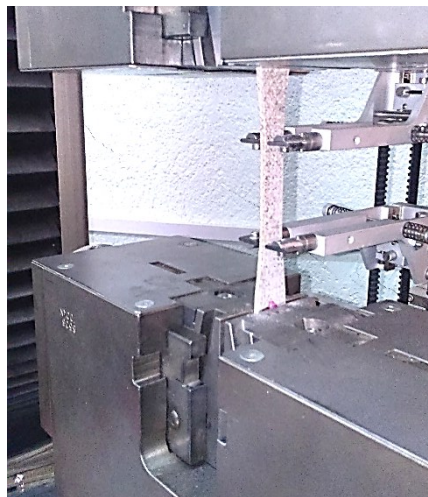


Figure. III. 8. Fixation de l'éprouvette de traction

2. Essai de flexion

Un essai de flexion trois points a également été effectué avec la même machine selon la norme ASTM D 790-03 (figure III. 9) à une vitesse de 3 mm/min.

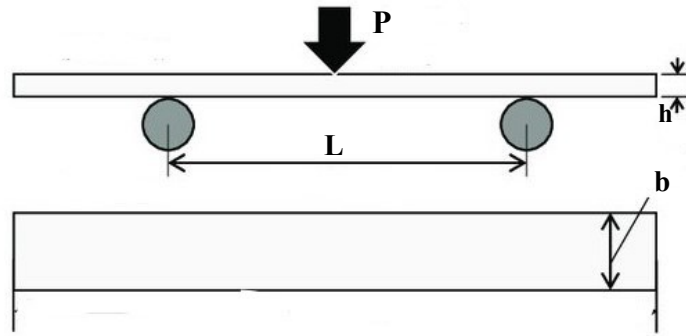


Figure. III. 9. Éprouvette de flexion ASTM D638-03.

La résistance à la flexion (σ_f) a été calculée en utilisant :

$$\sigma_f = \frac{3 P L}{2 b h^2} \quad (\text{III. 4})$$

Où P est la charge (N), L est la longueur de la portée du support (mm), b est la largeur de l'échantillon (mm), et h est l'épaisseur de l'échantillon (mm). Le module de flexion (E_f) a été calculé en utilisant :

$$\varepsilon_F = \frac{6 y h}{L^2} \quad (\text{III. 5})$$

y : est le déplacement (mm).

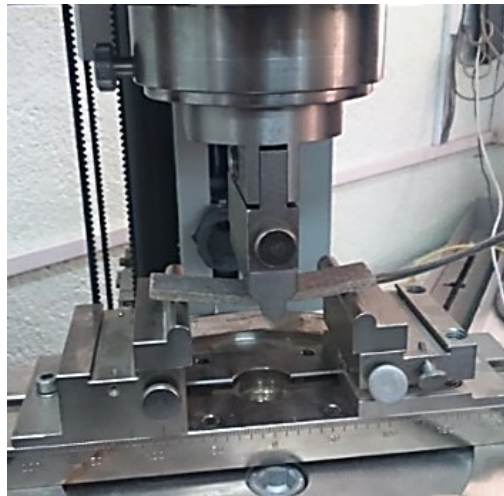


Figure III. 10. Fixation de l'éprouvette de flexion.

3. Essai de traction compact CT

Le troisième essai mécanique effectué est l'essai de traction sur éprouvette entaillées compact tension (CT) (figure III. 11) pour déterminer les propriétés de rupture des matériaux composites élaborés. La vitesse de sollicitation est de 2 mm/min.

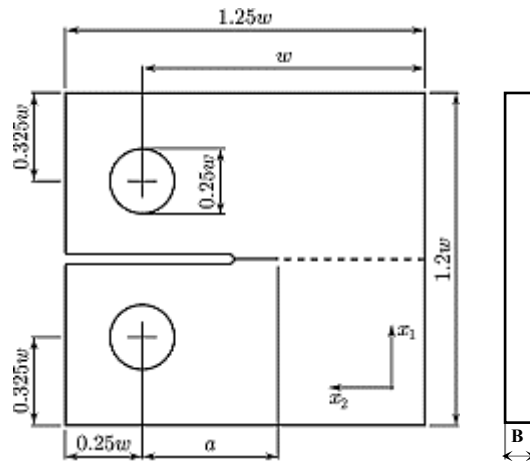


Figure. III. 11. Éprouvette de traction CT.

Avec W : largeur

L : longueur ($1.25 W \pm 0.01W$)

H : $0.55 W \pm 0.005 W$

R : $0.125 W \pm 0.005 W$

B : épaisseur ($0.4 W < B < 0.6 W$)

a : longueur de la fissure $0.2 W \leq a \leq 0.8 W$

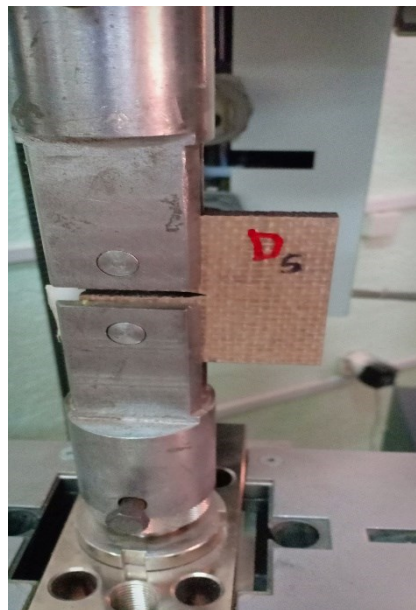


Figure III. 12. Fixation de l'éprouvette de traction compact

Dans cette étude, le concept de la mécanique de rupture (K, J, R) est utilisé afin de déduire les énergies de rupture et de caractériser le comportement à la propagation de fissure d'un matériau composite Jute - PP.

a. Facteur d'intensité de contrainte

Le principe de mesure expérimentale de la ténacité découle de la relation fondamentale qui relie la contrainte appliquée à la taille du défaut critique :

$$K_{IC} = Y\sigma_C\sqrt{a} \quad (\text{III. 6})$$

Où Y est un facteur de forme introduit pour pallier le problème de la taille finie des éprouvettes.

$$K = \frac{P}{B\sqrt{w}} Y \left(\frac{a}{w} \right) \quad (\text{III.7})$$

Avec : K : Facteur d'intensité de contrainte [MPa. m^{1/2}] ;

P : Charge appliquée [N] ;

B : Epaisseur de l'éprouvette [mm] ;

w : Largeur de l'éprouvette [mm] ;

a : Taille du défaut [mm] ;

Y(a/w) est donnée par Srawley et al [27]:

$$Y = \left[\frac{1}{\left(\frac{a}{w}\right)^{\frac{1}{2}}} \right] \left[\frac{2 + \frac{a}{w}}{\left(1 - \frac{a}{w}\right)^{\frac{1}{2}}} \right] \left[0.886 + 4.64 \left(\frac{a}{w}\right) - 13.32 \left(\frac{a}{w}\right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{w}\right)^3 - 5.6 \left(\frac{a}{w}\right)^4 \right] \quad (\text{III. 8})$$

Pour $0.2 \leq a_0/w \leq 1$, avec $x = a/w$

b. Taux de restitution d'énergie :

Pour G, le taux de restitution d'énergie, qui est aussi une propriété du matériau qui caractérise sa ténacité, nous avons utilisé la formule suivante :

$$G = \frac{P^2}{2B} \cdot \frac{dC}{da} \quad (\text{III. 9})$$

Avec : C = u / P : est la complaisance de l'éprouvette ;

P : La charge appliquée [N] ;

u : Le déplacement du point d'application de la charge P [mm] ;

B : l'épaisseur de l'éprouvette.

Il existe une autre expression de la complaisance qui relie cette dernière à la profondeur de l'entaille :

$$C = \frac{16}{EB(w-a)^2} \quad (\text{III. 10})$$

A partir de cette formule, Tada et al [28] proposent une dérivation qui conduit à une relation analytique qui permet de calculer la longueur de la fissure pour chaque cycle.

$$\frac{dC}{da} = \frac{2C}{w - a} \quad (\text{III. 11})$$

Donc G devient :

$$G = \frac{P^2}{2B} \cdot \frac{2C}{(w - a)} \quad (\text{III. 12})$$

Comme nous l'avons déjà cité dans la bibliographie (cf chapitre II), l'accroissement de fissure est mesuré à partir de la formule :

$$a_{n+1} = a_n + \left(\frac{w - a_n}{2} \right) \cdot \left(\frac{C_{n+1} - C_n}{C_{n+1}} \right) \quad (\text{III. 13})$$

c. Intégrale J :

Pour le calcul de l'intégrale J, nous avons utilisé les méthodes déjà citées (cf chapitre 2), nous avons employé celles de Rice et de Garwood :

✓ **Rice :**

$$J_R^n = \frac{2U_n^R}{B(w - a_n)} \quad (\text{III. 14})$$

✓ **Garwood :**

$$J_G^n = J_G^{n-1} \cdot \left(\frac{w - a_n}{w - a_{n-1}} \right) + \frac{2 U_n^G}{B (w - a_{n-1})} \quad (\text{III. 15})$$

III. 2. 3. Préparation des éprouvettes

À partir des plaques composites élaborées, les éprouvettes de traction simple et de flexion ont été découpées (figure III. 13 et figure III. 14 respectivement) à la taille et à la forme requises selon les normes ASTM mentionnées ci-dessus, en utilisant un processus CNC sur une machine à commande numérique (figure III. 15).

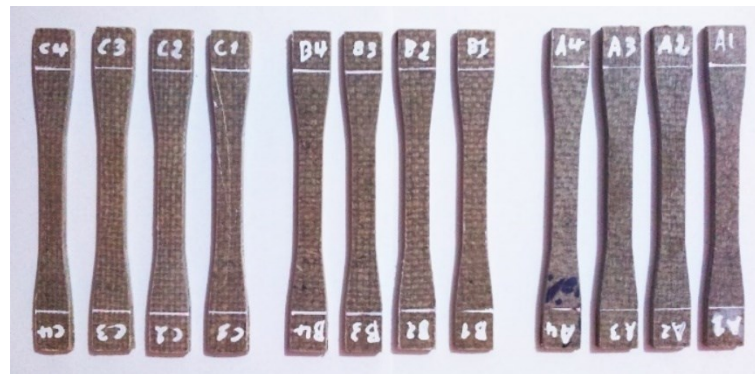


Figure. III. 13. Éprouvettes de traction.

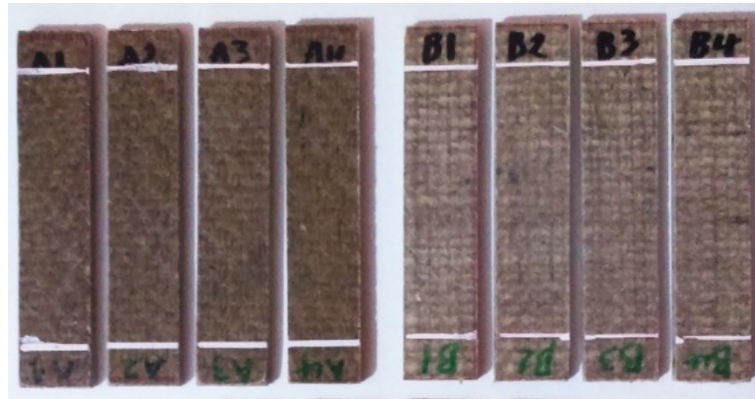


Figure. III. 14. Éprouvettes de flexion.



Figure III. 15. Usinage d'éprouvette par CNC.

Cette technique CNC nous a permis :

- D'avoir des spécimens identiques.
- Un gain de temps.
- Une absence de contraintes résiduelles.

Tandis que pour les éprouvettes de traction CT, elles sont découpées au laser (figure III. 16) selon la forme et les dimensions citées auparavant.

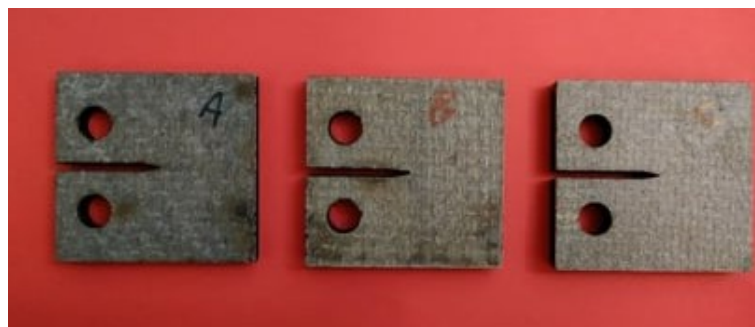


Figure III. 16. Éprouvettes compact tension CT

III. 3. REFERENCES

1. Sobczak, L., R.W. Lang, and A. Haider, *Polypropylene composites with natural fibers and wood—General mechanical property profiles*. Composites Science and Technology, 2012. **72**(5): p. 550-557.
2. Butylina, S., O. Martikka, and T. Kärki, *Properties of wood fibre-polypropylene composites: effect of wood fibre source*. Applied Composite Materials, 2011. **18**(2): p. 101-111.
3. Ashori, A., *Study on Mechanical Properties of Wood Fiber/Polypropylene Composites*. Advanced Materials Research, 2010. **123-125**: p. 1195-1198.
4. Lou, C.W., et al. *Preliminary study of polypropylene/sawdust green composite*. in *Advanced Materials Research*. 2012. Trans Tech Publ.
5. Pérez, E., et al., *Tensile and fracture behaviour of PP/wood flour composites*. Composites Part B: Engineering, 2012. **43**(7): p. 2795-2800.
6. Kumar, V., L. Tyagi, and S. Sinha, *Wood flour–reinforced plastic composites: a review*. Reviews in chemical engineering, 2011. **27**(5-6): p. 253-264.
7. Mendez, J., et al., *Evaluation of the reinforcing effect of ground wood pulp in the preparation of polypropylene-based composites coupled with maleic anhydride grafted polypropylene*. Journal of Applied Polymer Science, 2007. **105**(6): p. 3588-3596.
8. Ashori, A. and A. Nourbakhsh, *Reinforced polypropylene composites: effects of chemical compositions and particle size*. Bioresource technology, 2010. **101**(7): p. 2515-2519.
9. Renner, K., et al., *Micromechanical deformation processes in PP/wood composites: Particle characteristics, adhesion, mechanisms*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2010. **41**(11): p. 1653-1661.
10. Xu, Q., et al., *Moisture absorption properties of wood-fiber-reinforced recycled polypropylene matrix composites*. Journal of Vinyl and Additive Technology, 2010. **16**(1): p. 50-57.
11. Thumm, A. and A.R. Dickson, *The influence of fibre length and damage on the mechanical performance of polypropylene/wood pulp composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2013. **46**: p. 45-52.
12. Kajaks, J., et al., *Physical and mechanical properties of composites based on polypropylene and timber industry waste*. Open Engineering, 2014. **4**(4): p. 385-390.
13. Elouaer, A., *Contribution à la compréhension et à la modélisation du comportement mécanique de matériaux composites à renfort en fibres végétales*. 2011, Reims.
14. Mohanty, A.K., M. Misra, and L.T. Drzal, *Natural fibers, biopolymers, and biocomposites*. 2005: CRC press.
15. Ray, D., et al., *The mechanical properties of vinylester resin matrix composites reinforced with alkali-treated jute fibres*. Composites Part A: applied science and manufacturing, 2001. **32**(1): p. 119-127.
16. Ray, D., B. Sarkar, and A. Rana, *Fracture behavior of vinylester resin matrix composites reinforced with alkali-treated jute fibers*. Journal of applied polymer science, 2002. **85**(12): p. 2588-2593.
17. Pervaiz, M. and M.M. Sain, *Carbon storage potential in natural fiber composites*. Resources, conservation and Recycling, 2003. **39**(4): p. 325-340.
18. Roe, P. and M.P. Ansell, *Jute-reinforced polyester composites*. Journal of Materials Science, 1985. **20**(11): p. 4015-4020.
19. Acha, B.A., N.E. Marcovich, and M.M. Reboredo, *Physical and mechanical characterization of jute fabric composites*. Journal of Applied Polymer Science, 2005. **98**(2): p. 639-650.
20. Saha, A., et al., *Study of jute fiber reinforced polyester composites by dynamic mechanical analysis*. Journal of applied polymer science, 1999. **71**(9): p. 1505-1513.
21. Razera, I. and E. Frollini, *Composites based on jute fibers and phenolic matrices: properties of fibers and composites*. Journal of applied polymer science, 2004. **91**(2): p. 1077-1085.
22. Gassan, J. and A.K. Bledzki, *Possibilities for improving the mechanical properties of jute/epoxy composites by alkali treatment of fibres*. Composites Science and Technology, 1999. **59**(9): p. 1303-1309.
23. Dash, B., et al., *Novel, low-cost jute-polyester composites. Part I: Processing, mechanical properties, and SEM analysis*. Polymer composites, 1999. **20**(1): p. 62-71.

24. Elbadry, E.A., M.S. Aly-Hassan, and H. Hamada, *Mechanical properties of natural jute fabric/jute mat fiber reinforced polymer matrix hybrid composites*. Advances in Mechanical Engineering, 2012. **4**: p. 354547.
25. Khan, G.A., et al., *Studies on the mechanical properties of woven jute fabric reinforced poly (l-lactic acid) composites*. Journal of King Saud University-Engineering Sciences, 2016. **28**(1): p. 69-74.
26. Rokbi, M., et al., *Effect of processing parameters on tensile properties of recycled polypropylene based composites reinforced with jute fabrics*. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, 2020. **3**(2): p. 144-149.
27. Brown Jr, W.F. and J.E. Srawley, *Plane Strain Crack Toughness*. Testing of High Strength Metallic Materials, ASTM STP, 1966. **410**: p. 12-14.
28. Tada, H., P.C. Paris, and G.R. Irwin, *The stress analysis of cracks*. Handbook, Del Research Corporation, 1973. **34**.

Chapitre IV

Résultats et discussion

IV. 1. INTRODUCTION

Ce chapitre fait l'objet de synthèse des résultats des travaux effectués sur le comportement à la rupture des différents matériaux testés. Compte tenu des diverses natures des constituants (fibres, matrice), des géométries de renfort et des conditions d'élaboration, nous allons présenter en premier lieu, une analyse physique du renfort utilisé. Pour les caractéristiques mécaniques optimales, on présente la fraction massique du renfort adéquate. Enfin, l'effet de l'architecture du renfort sur les caractéristiques mécaniques en traction et flexion est présenté. De même les énergies de rupture (courbes R) seront discutées en relation avec les mécanismes de rupture.

IV. 2. SPECTROSCOPIE INFRAROUGE A TRANSFORMEE DE FOURIER (FTIR)

L'analyse par spectroscopie infrarouge des différents tissus de jute permet de déterminer et de qualifier les différents changements microstructuraux par rapport aux fibres cellulosiques brutes. Eventuellement de s'assurer de l'élimination des contaminants en excès dans les fibres recyclées sans qu'il y ait des effets néfastes sur les principaux constituants.

La figure (IV. 1) montre les spectres de reconnaissance terminale automatique ATR-FTIR des tissus de tissu A, tissu B et de tissu C. Ces spectres sont focalisés dans la gamme spectrale comprise entre 4000 et 400 cm^{-1} . La région entre 700-900 cm^{-1} représente la cellulose des fibres naturelles [1, 2]. Le pic à 875 cm^{-1} montre une liaison β -glucosidique. Ce dernier correspond à l'étirement O-C-O pendant la déformation C-H de la cellulose. On constate qu'il est fortement présent dans le Jute C par rapport aux deux autres (A et B).

Le pic aigu à 1027 cm^{-1} est associé au groupe C-O des groupes hydroxyle et éther présents dans la cellulose [3]. Un autre pic aigu à 1060 cm^{-1} représente le groupe alcool (C-OH) présent dans les particules de cellulose [4, 5]. Le pic à 1239 cm^{-1} dans les spectres du jute A et B est attribué à l'étirement C-O du groupe acétyle de la lignine [6, 7]. L'absorbance à 1440 cm^{-1} est associée à la flexion symétrique CH_2 présente dans la lignine. Le pic intense indiqué à 1731 cm^{-1} est attribué au groupe C=O des groupes acétyles présents dans les hémicelluloses [8].

Le pic élevé révélé à 1632 cm^{-1} correspond à la teneur en humidité (groupe H-O-H) de la fibre naturelle [9, 10] ou aux groupes carbonyles (C=O) présents dans la lignine et les hémicelluloses [11, 12]. Le pic visible à 2350 cm^{-1} est dû à la présence de la cire, il est lié au groupe C=C [13], ce pic apparaît pour le jute C. Par contre, il est absent des spectres des deux autres. Les pics à 2967 cm^{-1} , 2922 cm^{-1} , et 2895 cm^{-1} montrent la présence du groupe aldéhyde,

l'étirement et la flexion C-H ont montré la présence de CH et CH₂ dans la cellulose et les hémicelluloses [3, 14].

Le dernier pic à 3335 cm⁻¹ est dû à la présence de l'étirement O-H du réseau de liaison hydrogène. Ceci correspond à la présence de l' α -cellulose dans la fibre [15-18]. De manière générale, la bande entre 3100 et 3600 cm⁻¹ est attribuée au groupe O-H (étirement de la liaison hydroxyle). Dans cette dernière, on constate une nette augmentation en intensité, en raison de l'augmentation de la proportion de cellulose dans les fibres.

En comparant nos résultats avec ceux de la littérature, on conclue que le jute utilisé dans ce travail est très peu contaminé, Les spectres révèlent une similitude très nette avec ceux des fibres brutes.

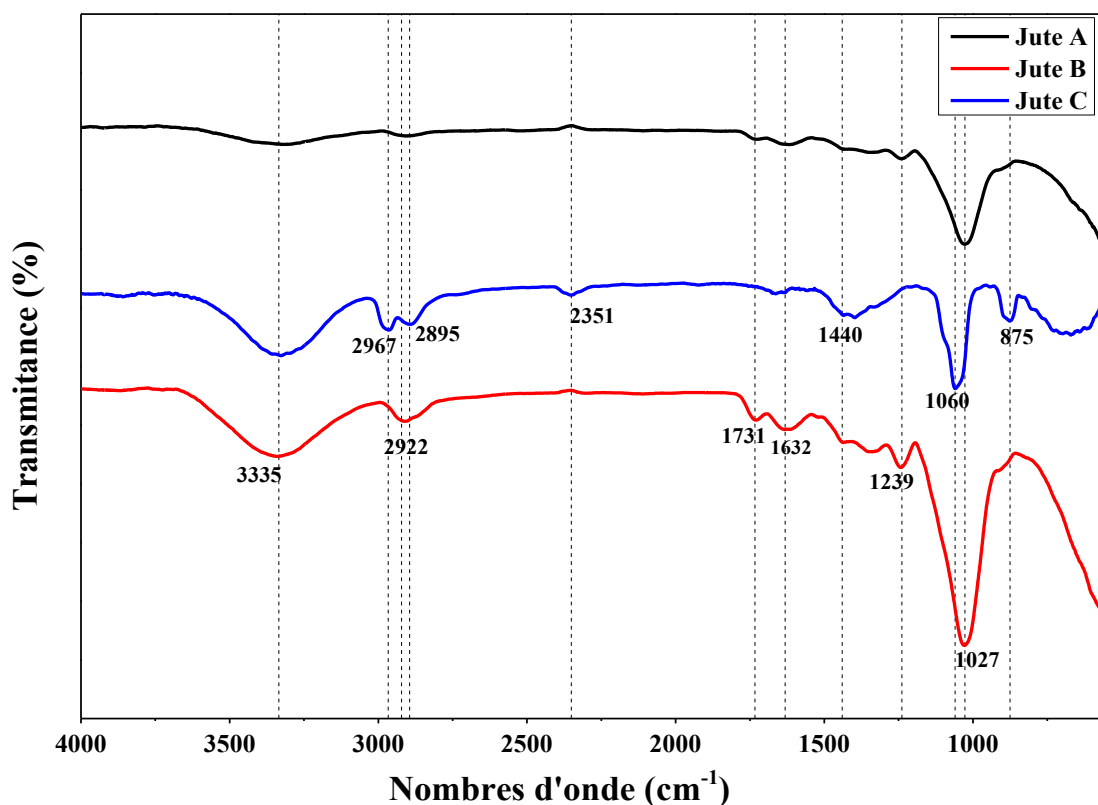


Figure IV. 1. Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR) des tissus de jute.

IV. 3. ANALYSE THERMOGRAVIMETRIQUE (TGA)

L'usage des fibres végétales pour le renforcement des matériaux composites par la faible stabilité thermique de ces dernières. Au cours de l'élaboration, à des températures proches de 200°C, les fibres végétales perdent de leurs performances mécaniques. Donc elles commencent à se dégrader. Par conséquent, leur température de mise en œuvre sera limitée [19]. Les propriétés finales des composites élaborés peuvent être affectés si les températures la mise en œuvre à supérieures à la température de dégradation des fibres. Dans cette optique, l'analyse

thermogravimétrie sur les différents tissus de jute utilisé s'avère indispensable. De telles études thermiques des matériaux lignocellulosiques permettent de prédire les températures optimales pour la mise en œuvre de composites polymères [20]. De plus, dans notre cas, cette analyse va nous permettre de mieux voir les effets de l'historique des sacs de jute et la stabilité thermique des fibres du renfort.

La figure (IV. 2) représente la superposition des courbes de l'analyse TGA des trois types de jute utilisés. L'intervalle de température de l'analyse thermogravimétrie est compris entre l'ambiante et 600°C sous atmosphère d'azote N₂. La vitesse de chauffe est de 10°C/min. Les courbes ATG obtenues mettent en évidence trois phases principales de perte de masse, quel que soit le type de jute. Les thermogrammes observés sont cohérents avec ceux d'autres fibres végétales. Les allures de l'évolution de la perte de masse en fonction de la température sont similaires à celles de la bibliographie [20, 21].

L'évolution de la courbe montre l'existence de trois stades distincts. La première région observée s'étend de 50 °C à 237 °C. La perte de masse est maximale autour de 100°C. Elle correspond à l'évaporation de l'eau hygroscopique [22-24]. La teneur en eau observée ne correspondait pas à l'humidité naturelle des fibres étudiées. Notant que les tissus sont séchés avant le test thermogravimétrie. Différents auteurs [25-27] ont rapporté que la perte de masse d'eau est de 6% à 10% pour les fibres végétales couramment utilisées. Entre 120 °C et 220 °C, la perte de masse est quasiment nulle mettant en évidence la stabilité thermique des constituants des fibres dans cette plage de température.

Le deuxième stade est compris entre 237 °C et 365 °C. Il se caractérise par une perte de masse de l'ordre de 70 %. Cette perte survenant autour de 237 C est principalement due à la dégradation de la pectine. Autour de 365 C, on assiste à la décomposition de la lignine et d'autres substances cellulosiques [28]. Au-delà de cette température, le jute est thermiquement dégradé.

Cela correspond à ce qui a été trouvé dans la littérature, que la décomposition des composants de la fibre débute par celle de la cire (au-dessus de 120 °C), de la pectine (au-dessus de 180 °C). Ensuite, il y a la dégradation de la cellulose et des hémicelluloses [29]. Ces deux dernières sont suivies par celle de la lignine [30].

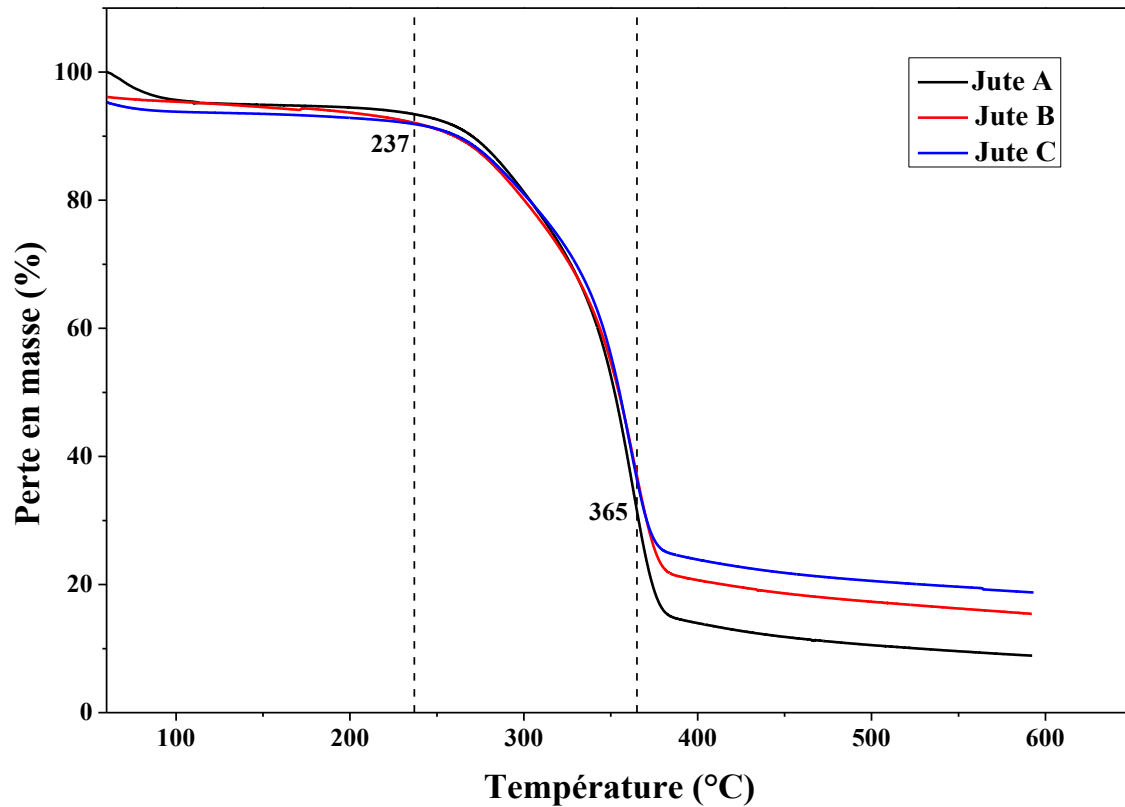


Figure IV. 2. Analyse thermogravimétrique des tissus de jute.

IV. 4. CARACTERISATION MECANIQUE DES COMPOSITES

Dans ce qui suit, les propriétés mécaniques obtenus à partir des essais de traction simple, de flexion et de rupture sur les différents bio-composites, seront présentés et discutés.

IV. 4. 1. Identification de la fraction massique optimale du renfort de jute

Cette partie vise à déterminer le meilleur taux de fibres à utiliser pour atteindre les performances optimales. Pour cela, des bio-composites avec différentes fractions massiques (30%, 40%, 45%, 50%, 60%, et 70%) sont préparées. Les résultats des tests statiques réalisés selon la norme ASTM D638-03 des différents matériaux élaborés sont présentés.

L'évolution typique de contrainte en relation de la déformation des éprouvettes de bio-composites PP/jute sont présentés sur la figure (IV. 3). Dans le domaine élastique, les différents bio composites présentent un comportement avec deux pentes distinctes. La première pente est due à l'angle de torsion des fils. Par contre la seconde est attribuée à la traction des fils de jute. La contrainte maximale est d'autant plus importante que la fraction volumique du renfort est grande. De même, on constate que la déformation à la rupture augmente avec l'accroissement de la fraction massique. Il est à noter que le bio-composite à 40% de fraction massique (Bio-Com 40%) présente de bonnes performances ($\sigma = 39$ MPa), suivi du matériau Bio-Com 30% (σ

= 33.9 MPa). Alors que, le reste des matériaux bio-composites : Bio-Com 45 %, Bio-Com 50 %, Bio-Com 60 % et Bio-Com 70 %, présentent un comportement inversement proportionnel aux fractions massiques des fibres de jute, c'est-à-dire à mesure que la fraction massique augmente, la contrainte de rupture du matériau diminue. Puisque la résistance à la traction moyennes du polypropylène vierge et recyclé, est de l'ordre de 29 et 26 MPa respectivement [31]. Cependant, le renfort du jute apporte vraiment sa contribution à la matrice polypropylène en particulier pour les taux (30, 40 et 45 %).

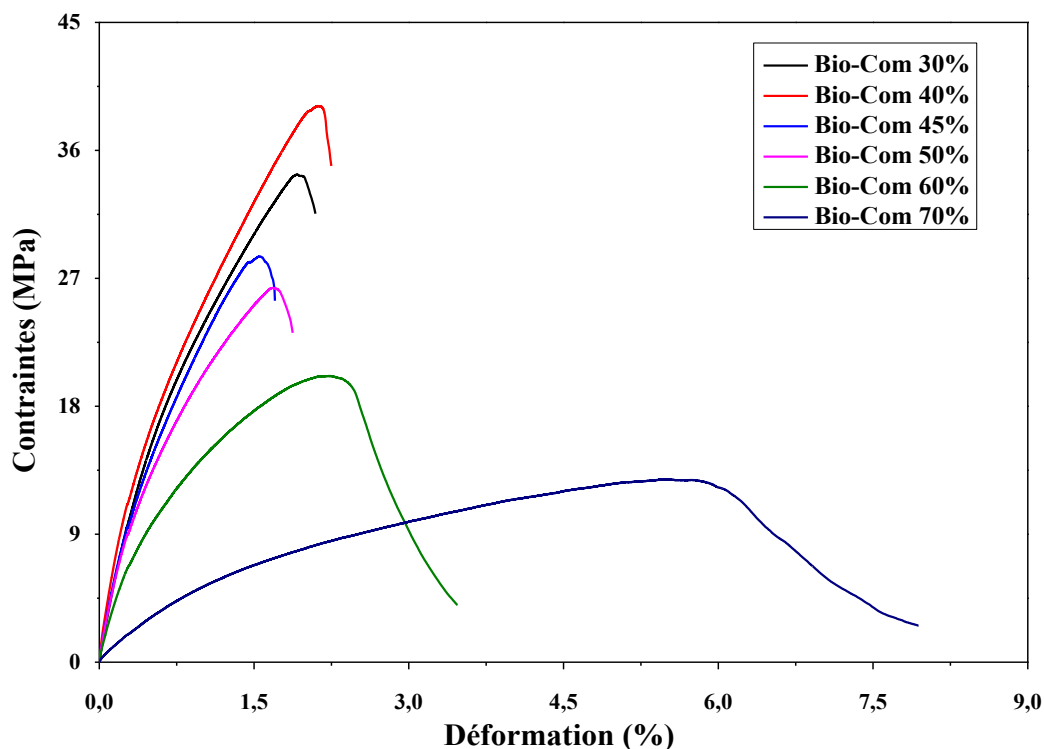


Figure IV. 3. Évolution des contraintes en fonction de la déformation pour différentes fractions massique du renfort.

Ce comportement est attendu car le taux de fibres augmente considérablement, affectant défavorablement l'adhésion fibre/matrice. Il convient également de noter que le comportement des bio-composites varie de manière significative. Dans le cas des matériaux à plus faible fraction massique de jute, c'est-à-dire Bio-Com 30%, Bio-Com 40%, Bio-Com 45% et Bio-Com 50%. Contrairement aux autres, les Bio-Com 60% et Bio-Com 70% présentent un comportement pratiquement de type contrôlé. Cela s'explique par la mauvaise imprégnation de la fibre de jute avec la matrice PP.

A titre de comparaison, nous avons rassemblé les valeurs de la contrainte maximale des bio-composites étudiés dans l'histogramme de la figure (IV. 4). On constate que la contrainte à la rupture en traction optimale est celle Bio-Com 40% ($\sigma = 39$ MPa).

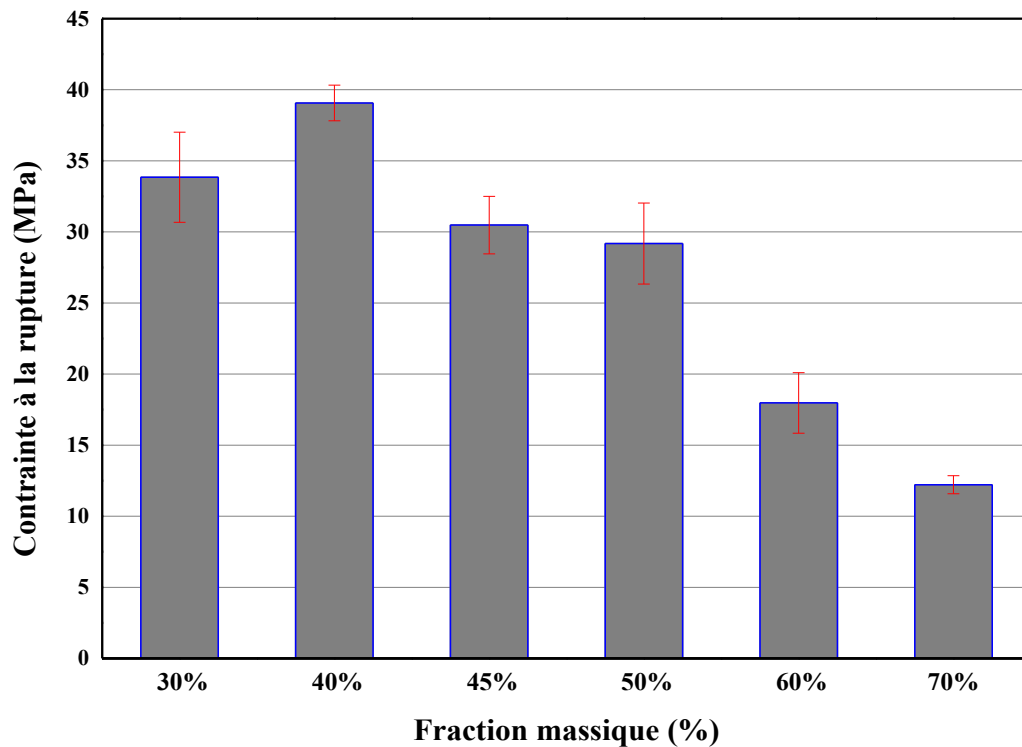


Figure IV. 4. Évolution des contraintes de rupture des bio-composites en fonction de la fraction massique.

Un second paramètre comparatif peut être également considéré, c'est le module d'Young. L'historgramme de la figure (IV. 5) montre les valeurs du module de rigidité pour les différents bio-composites étudiés. Le Bio-Com 40% présente la rigidité la plus élevée ($E = 4.6 \pm 0.2$ GPa), suivi de Bio-Com 45% et Bio-Com 50%, avec des valeurs de module de $E = 4.2 \pm 0.2$ GPa et $E = 4.2 \pm 0.9$ GPa respectivement. Cependant, il convient de noter que le Bio-Com 30% a montré une valeur de module inférieure à celle des bio-composites susmentionnés.

Les différentes propriétés mécaniques des biocomposites pour différents taux de renforts sont rassemblés dans le tableau (IV. 1).

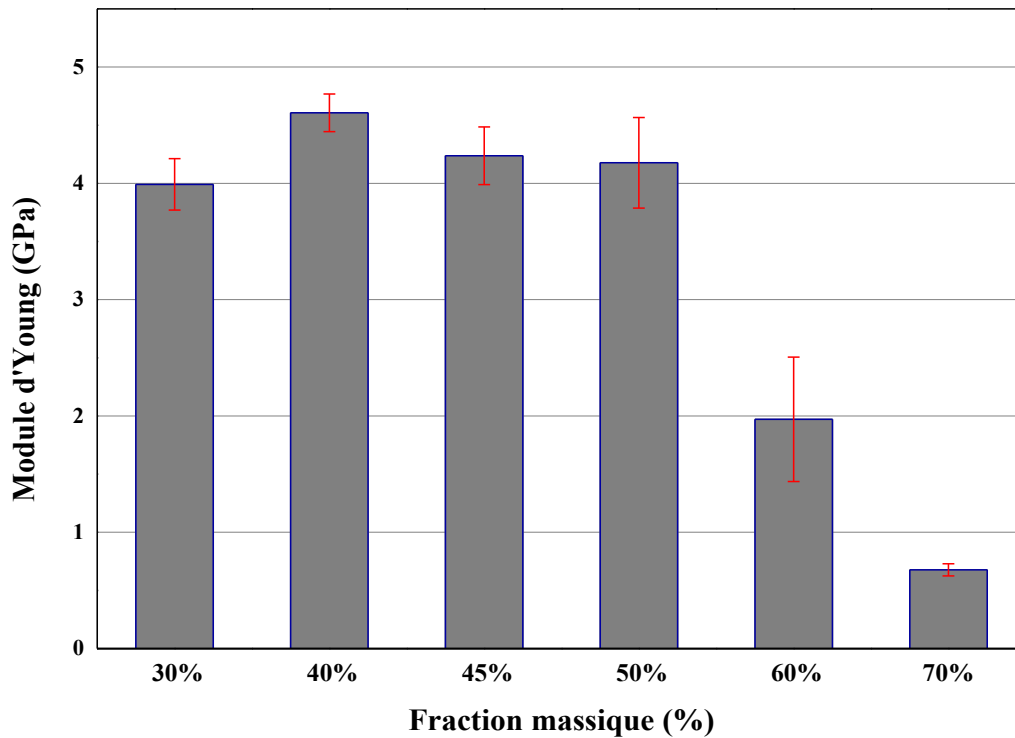


Figure IV. 5. Evolution du module d'Young des bio-composites en fonction de la fraction massique.

Tableau IV. 1. Propriétés mécaniques des bio composites.

Bio-composites Propriétés mécaniques	Bio-Com 30%	Bio-Com 40 %	Bio-Com 45 %	Bio-Com 50 %	Bio-Com 60 %	Bio-Com 70 %
σ_t^R (MPa)	33.9	39	30.5	29.2	18	12
E (MPa)	4	4.6	4.3	4.2	2	0.7
ϵ_t^R (%)	1.8	2	1.6	1.7	2.7	5.8

En conclusion, le Bio-Com 40% a enregistré de bonnes performances en termes de résistance et de rigidité. Par conséquent, la fraction massique de 40% du renfort a été sélectionnée pour étudier plus profondément l'effet du type de tissage sur le comportement de tels bio-composites.

L'augmentation du taux des fibres naturelles améliore quasi-systématiquement les propriétés mécaniques des composites polymères. Cependant, les résistances à la flexion et à la traction augmentent jusqu'à une fraction optimale, au-delà de laquelle, elles diminuent. Par leur étude sur les composites PP / abaca, Bledzki et al. [32] ont montré que les propriétés mécaniques (résistances maximales à la flexion et à la traction) augmentaient jusqu'à 40% du taux de fibre

en masse, puis se détérioraient, probablement en raison d'une mauvaise répartition des fibres à de haut taux.

D'après Ku et al. [33], la contrainte de traction maximale des composites HDPE a des valeurs optimales pour différentes fractions volumiques, à 20% de fibres de lin et 5% de coques de riz. Ces derniers ont attribué la réduction de la contrainte de traction maximale au-delà de la teneur optimale en fibres à une mauvaise adhérence entre les fibres et la matrice, qui sera à l'origine de la formation de microfissures à l'interface.

De même, selon Do Thi [34], un taux élevé de fibres conduit à la formation d'avantage de vides à l'interface fibre/matrice. Cela rendra le transfert de charge à la fibre faible et conduit à la formation de microfissures lors de la sollicitation du matériau. Par conséquent, la résistance à la traction diminue.

La rigidité du matériau augmente régulièrement avec le pourcentage de fibres. D'autres auteurs comme Vilaseca et al. [35] (Fibres d'abaca/polypropylène), Mutjé et al. [36] (Fibres de chanvre/polypropylène) et Ma et al. [37] (Fibres de flanelle de coton/résine à base d'amidon de maïs) ont également remarqué que le module d'élasticité augmente avec l'augmentation de la teneur en fibres.

De même, des niveaux élevés de renforcement lignocellulosique accentuent les problèmes liés à l'utilisation de biomatériaux sensibles à l'humidité hygroscopique [38-40]. Cette sensibilité joue un rôle important à la fois sur l'adhésion fibre/matrice et sur les propriétés mécaniques et physiques du composite [41-43]. En général, l'ajout de fibres naturelles à la matrice polymère favorise l'absorption d'eau et l'humidité par le matériau en raison de la forte hydrophilie des fibres végétales [44, 45]. De plus, en amont de l'élaboration des composites, la forte teneur en humidité des fibres peut conduire à une diminution des propriétés mécaniques et de la stabilité dimensionnelle du composite [46]. Ce phénomène peut être expliqué par le gonflement des fibres, la formation de bulles d'air et la mauvaise adhésion fibre/matrice [47]. C'est pour cela qu'en général, les fibres doivent être séchées ou traitées avant la mise en œuvre. Généralement le taux d'humidité est inférieur à 8 % [48]. La taille et la forme des renforts influent également sur les propriétés mécaniques des composites. Dans ce qui suit, nous allons passer en revue ces influences.

IV. 4. 2. Comparaison des bio-composites renforcés avec différents tissages

IV. 4. 2. 1. Comportement en traction

Les propriétés mécaniques des composites PP renforcés de jute dépendent de la résistance de la matrice et du renfort et de leurs propriétés d'adhérence. Cette section vise à

déterminer les performances mécaniques des composites avec différents formes de tissus utilisés (Tissu A, Tissu B et Tissu C). Les propriétés en traction d'un matériau composite informent mieux sur la liaison interfaciale fibre-matrice ; cependant, le module en dit plus sur le renforcement et la résistance de la matrice individuellement [49].

Les résultats des essais sous chargement monotone des différents matériaux caractérisés, (ASTM D638-03), sont illustrés sur la figure (IV. 6). Cette figure montre l'évolution typique des contraintes de traction en fonction de la déformation. Les trois biomatériaux présentent un comportement semi-contrôlé. Le bio-Com B exhibe de bonnes performances mécaniques. Par contre, les deux autres Bio-Com A et C ont presque le même niveau de contrainte à la rupture avec des déformations à la rupture différentes. Cela est due à la différence de l'architecture des tissus de deux composites Bio-Com A et C.

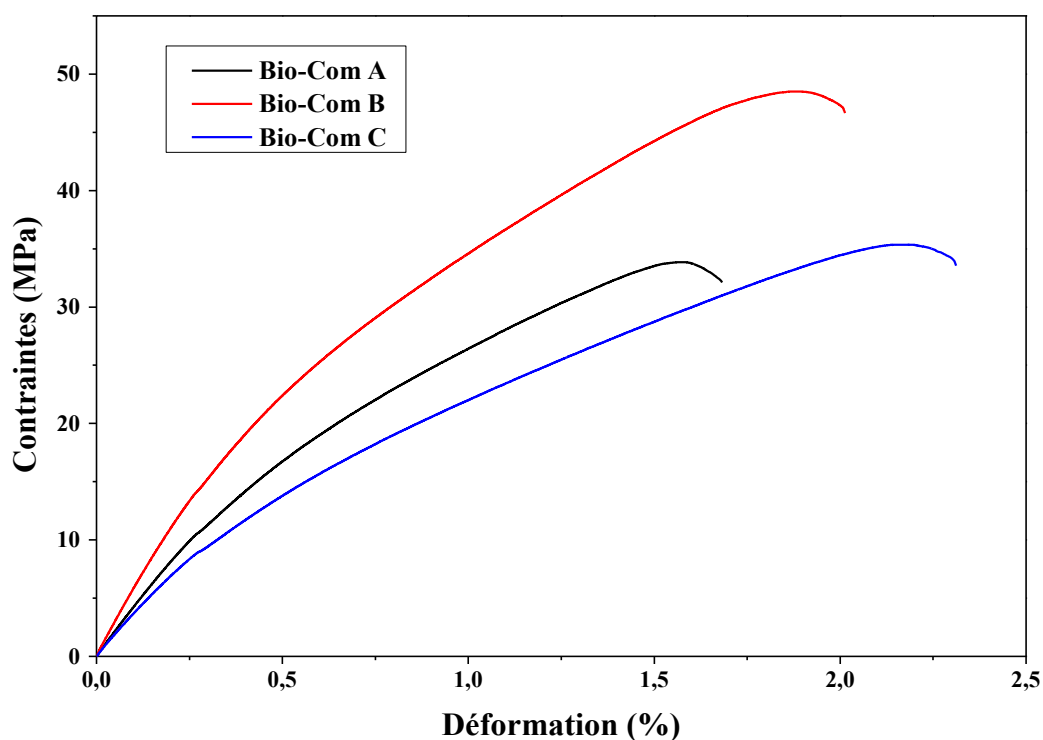


Figure IV. 6. Courbe contrainte-déformation en traction des différents bio-composites.

L'histogramme de la figure (IV. 7) présente les valeurs de la contrainte à la rupture des différents matériaux bio-composites élaborés. On constate que, le composite à renfort sergé 2x2 a la résistance à la traction la plus élevée ($\sigma = 44 \pm 4$ MPa), soit 23% de plus que celle des deux autres tissus. Ces deux derniers ont enregistré les valeurs suivantes : Bio-Com C ($\sigma = 34.3 \pm 2.9$ MPa) et Bio-Com A ($\sigma = 33.7 \pm 0.1$ MPa). Cette différence peut s'expliquer par la morphologie structurale du tissu sergé 2x2 (Bio-Com B). Par conséquent, la structure sergé 2x2 est recommandée lorsque la résistance à la traction est la principale préoccupation.

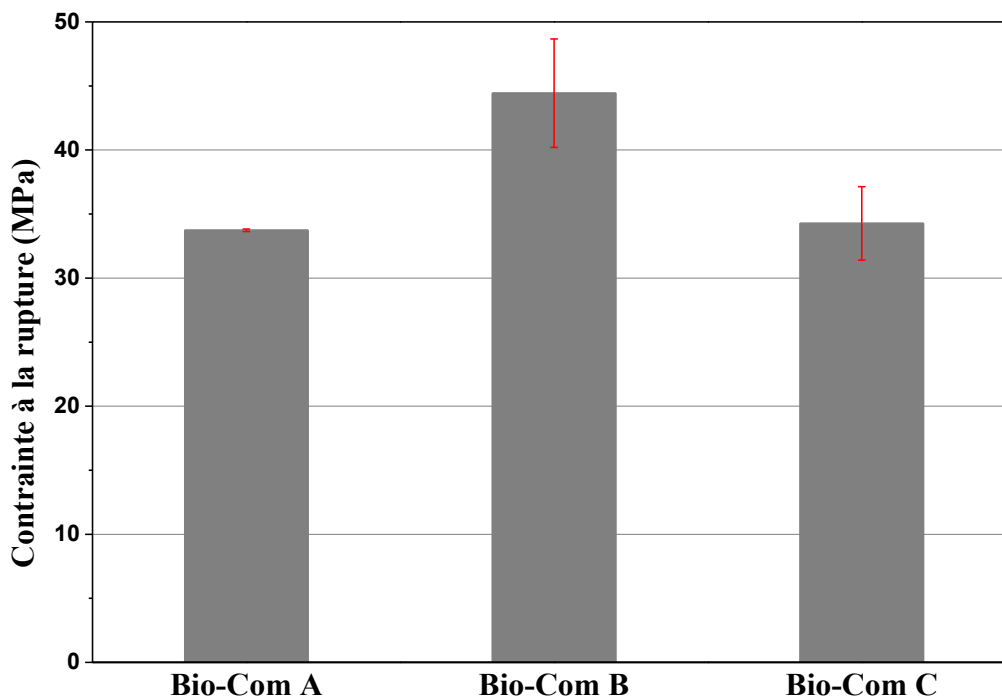


Figure IV. 7. Evolution des contraintes à la rupture en traction des bio-composites.

De même, on présente l'histogramme des valeurs du module d'Young pour les différents bio-composites (figure IV. 8). L'effet de l'architecture du tissage du renfort sur les propriétés mécaniques obtenues est notable. Le module en traction du bio-composite à renfort sergé 2x2 (Bio-Com B) est le plus élevée ($E = 5.4 \pm 0.5$ GPa). La structure en tissu sergé 2x2 présente une meilleure rigidité par rapport aux deux autres matériaux. Elle enregistre une différence d'environ 23% du module par rapport au Bio-Com A ($E = 4.1 \pm 0.1$ GPa) et de 26 % et au Bio-Com C ($E = 4 \pm 0.3$ GPa). Il est à noter que la structure du tissage du Bio-Com B est à l'origine du surcroit du module de rigidité. Ces résultats sont en accord avec les résultats de Arju et al [49]. Ces auteurs ont évalué et comparé les caractéristiques des composites PP renforcés par des tissus de jute de quatre formes différentes. Ils ont conclu que les propriétés mécaniques et l'absorption d'eau sont influencées par les structures des tissus. Les composites ayant des tissus à structure sergée ont présenté la valeur la plus élevée de résistance à la traction (48 MPa). Cette dernière est plus élevée de 134% par rapport à celles des composites ayant des tissus à structure unie. Ils ont également observé que l'allongement à la rupture des composites obtenus à partir de tissus à jersey simple est significativement plus élevé que celui des composites ayant des tissus à structure unie.

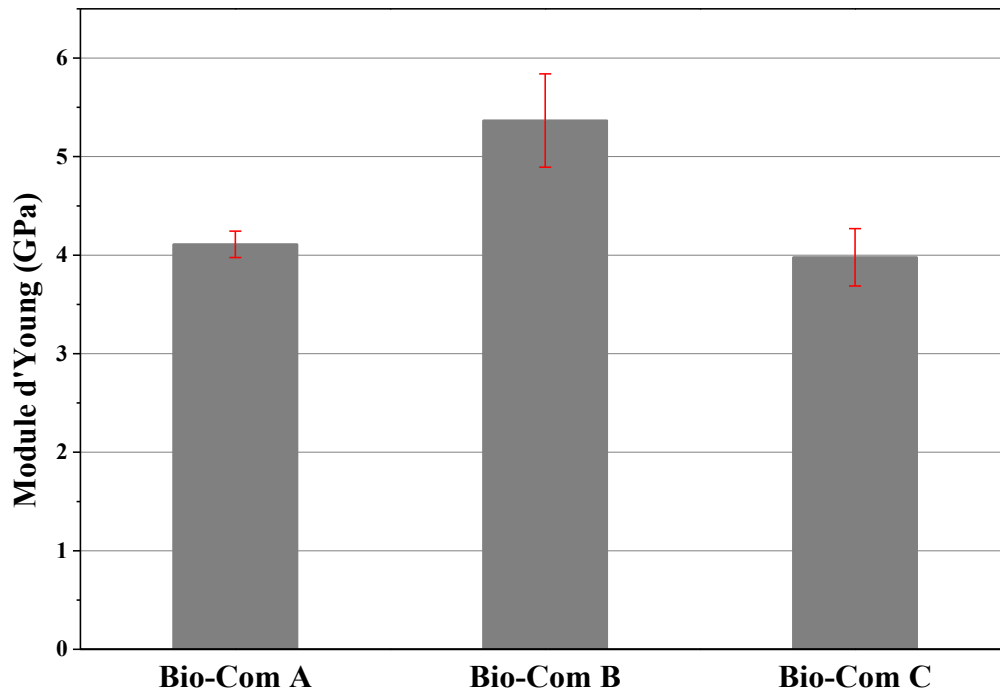


Figure IV. 8. Evolution du module d'Young de traction des bio-composites.

Les différents mécanismes d'endommagement des composites sont liés aux fibres, à la matrice et à l'interface. Le plus important mécanisme absorbeur d'énergie est celui de l'extraction des fibres (pull-out) [50, 51]. La figure (IV. 9) montre clairement le déchaussement des fibres seules et en paquet. Les longueurs déchaussées sont le principal mécanisme de rupture clairement observé sur les facies de rupture du Bio-Com B comparé aux deux autres bio-composites. D'autres mécanismes tels que la décohésion fibres/matrice et la rupture des fibres et de la matrice peuvent également être constaté sur la surface de rupture. Dans les composites naturels, l'arrachage des fibres crée de nouvelles surfaces responsable de l'accroissement de la résistance à la rupture [52, 53]. Cela justifie les résultats obtenus de la contrainte de rupture présentée ci-dessus.

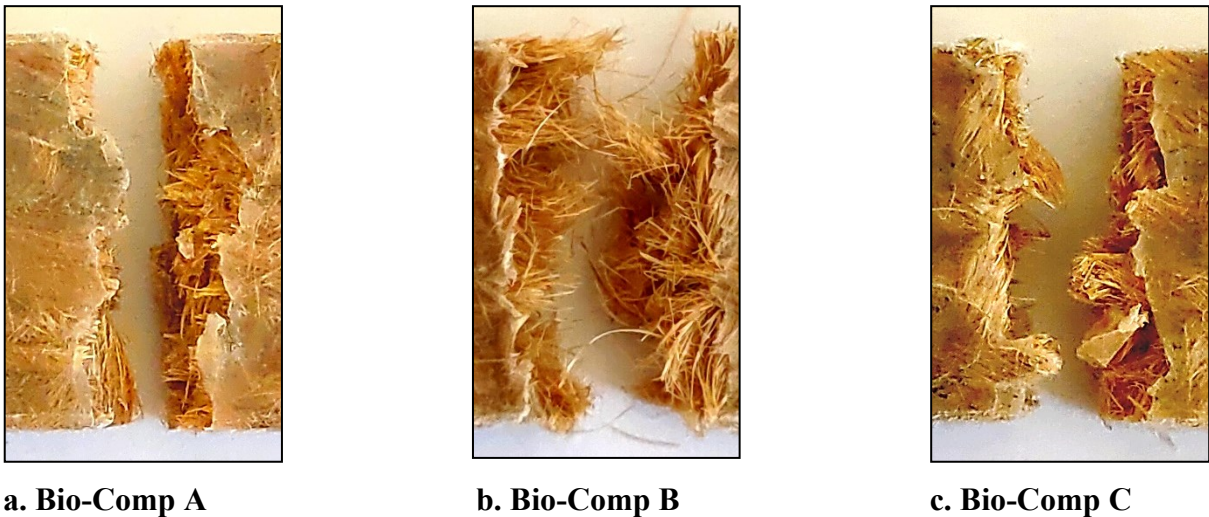


Figure IV. 9. Faciès de rupture (en traction).

IV. 4. 2. 2. Comportement en flexion

Cette partie de l'étude vise à déterminer les performances des bio-composites renforcés par différents tissus (A, B, et C). Les essais sont effectués sur des éprouvettes lisses en flexion trois points sous chargement monotone (norme ASTM 970). Les résultats des différents matériaux testés sont présentés sur la figure (IV. 10). Cette dernière illustre l'évolution typique de la contrainte en fonction de la déformation des échantillons de bio-composite jute/PP. La valeur de la résistance à la flexion la plus élevée ($\sigma = 69.6$ MPa) est observée pour le composite de tissu sergé 2x2 (Bio-Com B). Elle est bien supérieure aux autres bio-composites (Bio-Com C et Bio-Com A). Ces deux derniers présentent des valeurs de contrainte de flexion à la rupture presque similaires ($\sigma = 56$ MPa et $\sigma = 50.7$ MPa, respectivement). Cela signifie que ces deux derniers bio-composites ont quasiment le même comportement mécanique en flexion. En général, la résistance à la flexion est beaucoup plus élevée que la résistance à la traction, ce qui est dû au comportement de rupture de la couche de matrice la plus externe [49]. On peut voir ça clairement sur la figure (IV. 11). En outre, les trois types de bio-composites présentent des déchaussements des fibres. Le plan de la fissure principale n'est pas droit. Il semble qu'elle se propage dans les parties de l'éprouvette les plus déficientes en fibres. On observe plusieurs déviations et branchements dans pratiquement toutes les directions. En fait, on assiste à la formation d'une zone endommagée qui se propage ensuite. De cela, on peut confirmer que la rupture des composites est de type contrôlée.

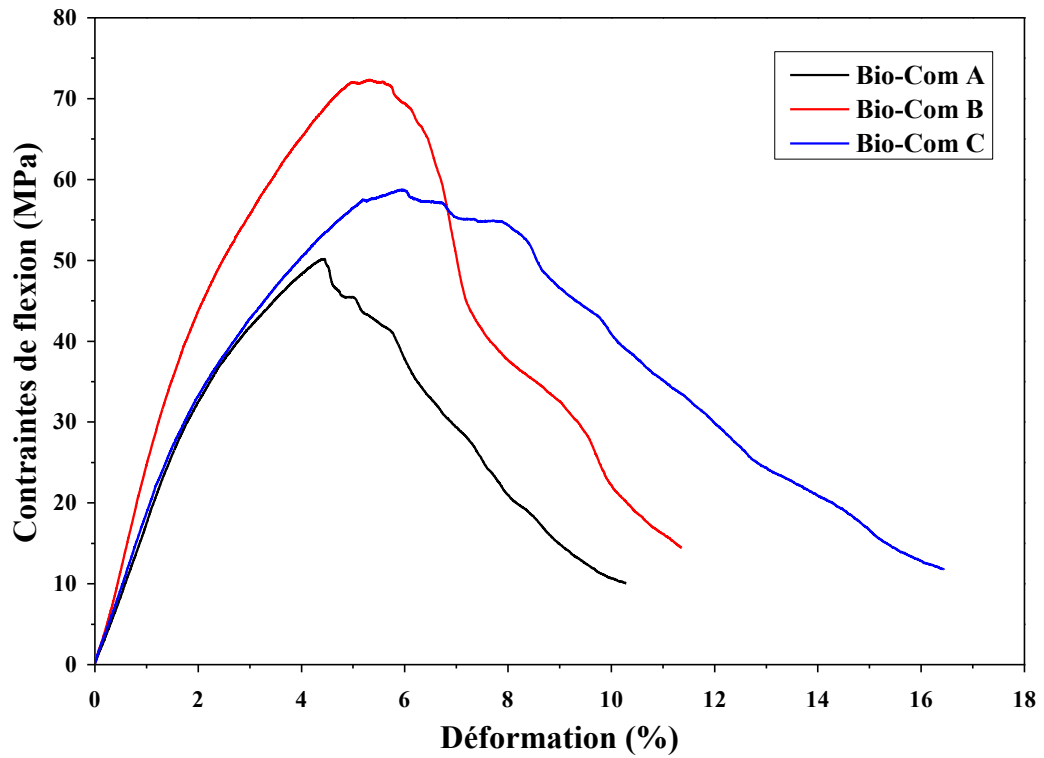


Figure IV. 10. Courbe contrainte-déformation en flexion des différents bio-composites.

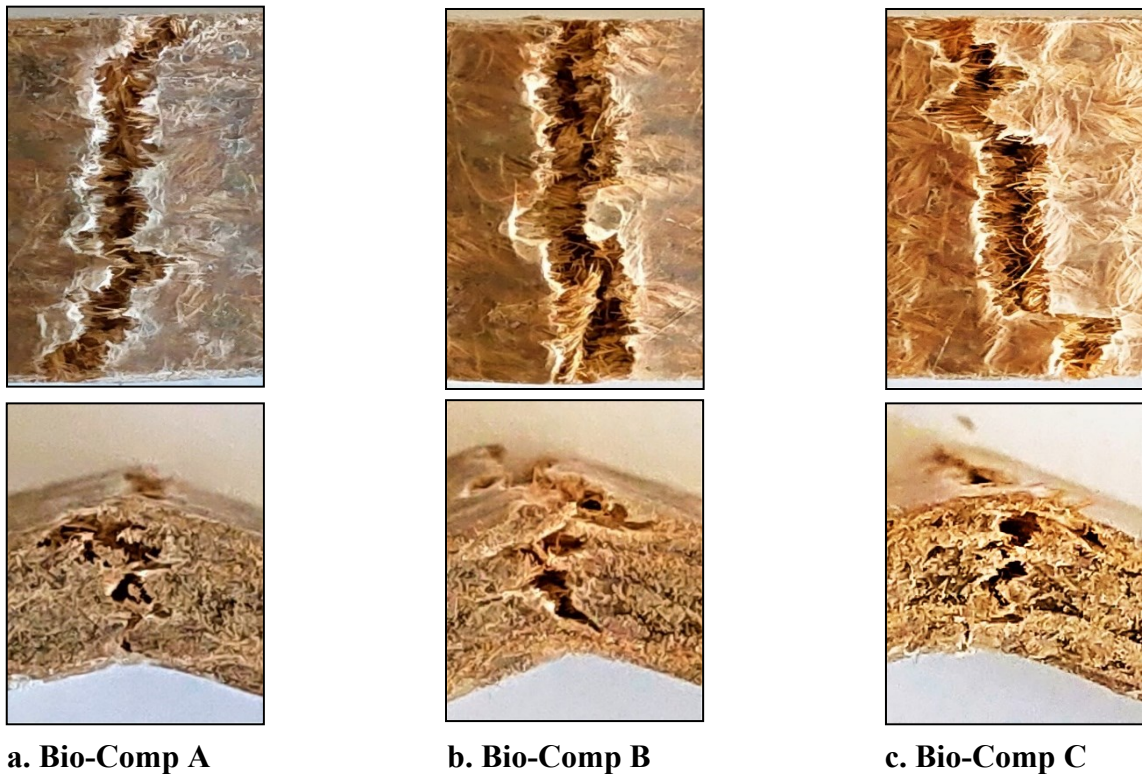


Figure IV. 11. Faciès de rupture (en flexion).

L'histogramme de la figure (IV. 12), présente l'évolution de la contrainte à la rupture en flexion des bio-composites. La contrainte à la rupture du Bio-Com B atteint une valeur

maximale de l'ordre de $\sigma = 69.6 \pm 2.4$ MPa. Les deux autres (Bio-Com A et Bio-Com C), sont significativement plus faibles ($\sigma = 50.7 \pm 5$ MPa et $\sigma = 56 \pm 2.8$ MPa, respectivement).

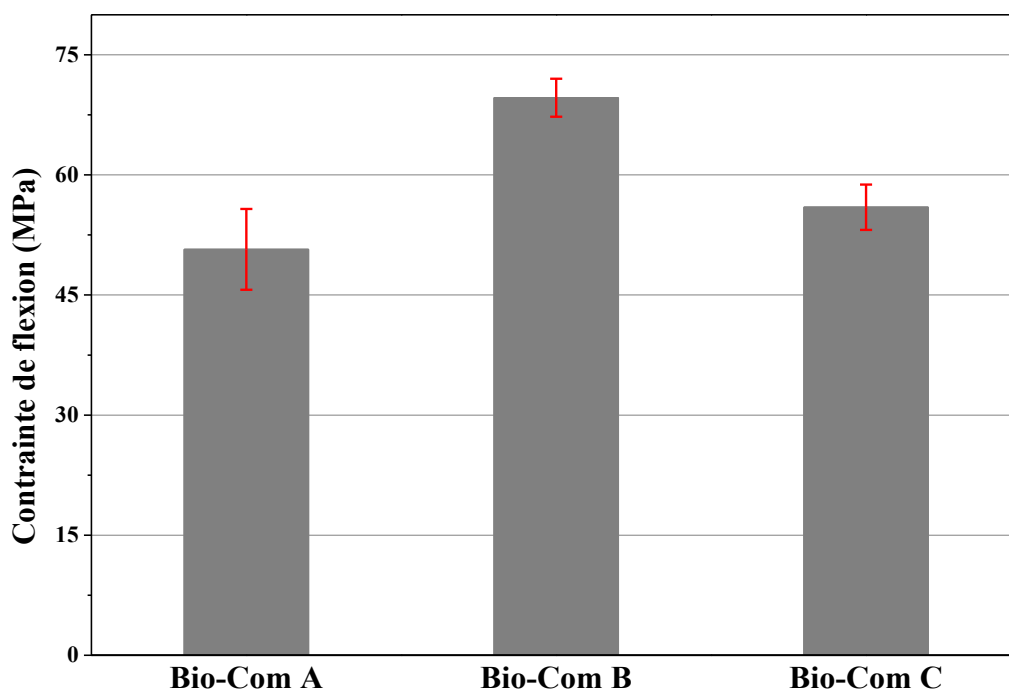


Figure IV. 12. Evolution des contraintes à la rupture en flexion des bio-composites.

Les bio-composites renforcés par différentes morphologies de tissage (Tissu A, Tissu B et Tissu C) ont des valeurs de module de flexion assez différentes (figure IV. 13). Le module de flexion du Bio-Com B (tissu sergé 2x2) a une valeur de l'ordre de $E = 5.3 \pm 0.1$ GPa, tandis que les deux autres (Bio-Com C et Bio-Com A), ont plutôt de faible module de flexion par rapport au premier matériau, c'est-à-dire $E = 3.99 \pm 0.02$ GPa et $E = 3.50 \pm 0,11$ GPa, respectivement.

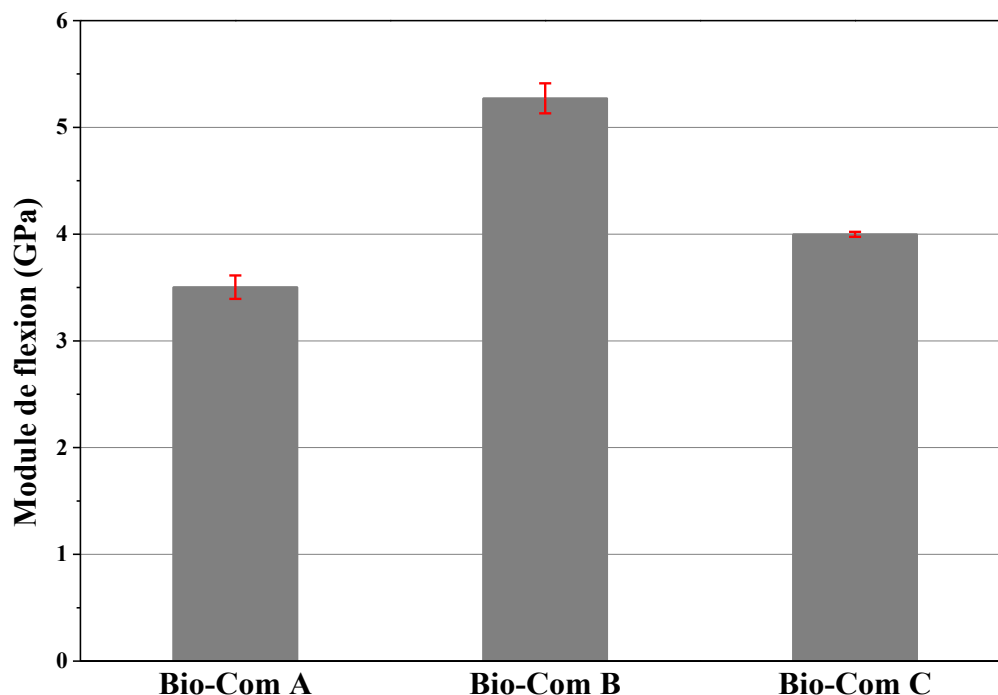


Figure IV. 13. Evolution du module de flexion des bio-composites.

Comme déjà évoqué dans le cas de la résistance à la traction, les performances du module de flexion acquise du composite Bio-Com B provient du tissage sergé 2x2 qui assure une bonne configuration du renfort dans la matrice PP [49].

IV. 4. 2. 3. Essai de rupture

Les essais de rupture sont effectués sur des éprouvettes CT avec $a_0/w = 0.4$. La vitesse de la traverse mobile est de 2 mm/min. Les éprouvettes sont sollicitées sous chargement monotone ou par cyclage (charge – décharge) à déplacement croissant. L’analyse des courbes charge – déplacement ($P - \delta$) est faite afin de quantifier les énergies de rupture des composites.

1) A chargement monotone

Les différents essais de rupture menés sur les éprouvettes de traction compacte (CT) des divers stratifiés étudiés ont montré des allures relativement similaires. La figure (IV. 14) présente un exemple de courbe représentant l’évolution de la charge en fonction du déplacement. La rupture est de type contrôlé.

Deux parties distinctes sont nettement observable, une partie initiale où la courbe présente un comportement linéaire jusqu’à l’amorçage de la fissure. Cette partie ne présente aucune fissuration notable de l’éprouvette. Elle est caractérisée uniquement par une déformation élastique du composite. Cela signifie que la fissure n’est pas encore initiée.

Le début de la non-linéarité de la courbe est dû à la formation d'une zone blanche (pseudo-plasticité) de la matrice en fond d'entaille. Cette dernière est accompagnée par la formation d'une zone micro-fissurée au fond de l'entaille. Une fois la densité des microfissures atteint un certain seuil, on assiste à l'amorçage de la fissure principale.

Dans la seconde partie, la fissure plutôt la zone endommagée se propage à travers le ligament de l'éprouvette. Elle est caractérisée par la rupture des différentes interfaces et celle des fibres rencontrées. Au-delà de la charge maximale, la propagation de la fissure présente des jumps correspondant à la traversée des fils. Puis la charge diminue graduellement jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette.

Le même constat est fait par Osmani [54]. Ce dernier a bien expliqué les différents domaines caractérisant la courbe contrainte-déformation. L'existence de ses domaines dépend des constituants fibres, matrices et de leurs interfaces. Suivant leurs apparitions, ces domaines sont :

1. Domaine élastique du composite.
2. Zone de fissuration multiple de la matrice.
3. Partie contrôlée par les fibres, il y a déformation élastique des fibres avec glissement dans les blocs de matrice.
4. Domaine contrôlé par la rupture des fibres. Selon les caractéristiques des fibres et de l'interface, il y aura rupture catastrophique du composite ou rupture contrôlé.

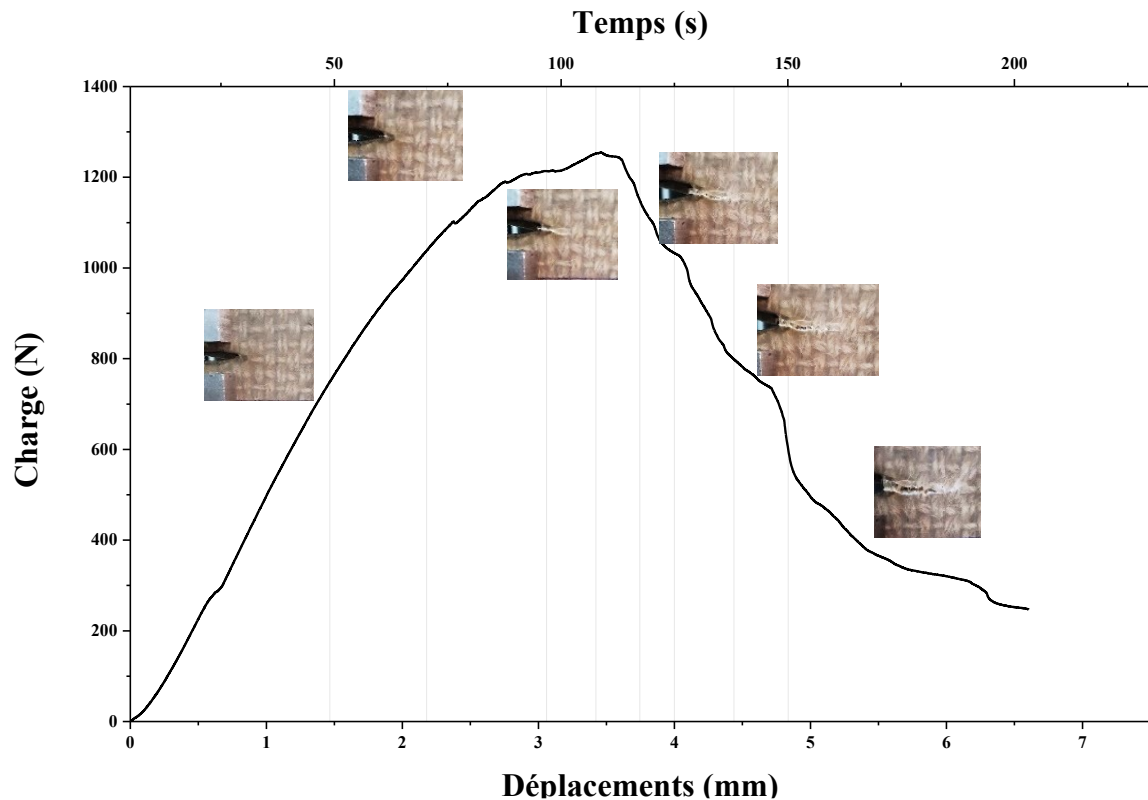


Figure IV. 14. Courbe typique charge – déplacement en fonction du temps (Bio-Com B jute sergé 2x2 /PP, $P_f = 40\%$, éprouvettes CT).

Il est important de signaler que l'énergie de l'initiation de la fissure dépend de la position de la pointe pré-fissurée par rapport au tissé (fibres chaîne ou trame) (cf. figure IV.15. a, b, c). En effet, la propagation se produit instantanément après le début de l'endommagement si la pointe pré-fissurée se trouve à l'intérieur d'un fil perpendiculaire au plan de la fissure principale. Cet endommagement correspond à des microfissures de cisaillement dans les fils longitudinal. Dans le cas où la pré-fissure se situe dans l'octet de matrice, l'endommagement se propage d'abord dans les zones contenant de la matrice ou à travers le tissé transversal.



Figure IV. 15. Cas possibles d'emplacement du fond d'entaille dans les éprouvettes CT

- Fond de fissure situé juste après la trame (et touchant la chaîne) ;
- Fond de fissure située à une distance inférieure à 1/2 de deux fil trames ;
- Fond de fissure confrontant directement le fil trame.

Au cours de la propagation de la fissure, la densité des microfissures augmente. Cette augmentation est accompagnée par le décollement à l'interface fibre-matrice et la rupture des fibres perpendiculaires au plan d'entailles (figure IV. 16). Une forte partie dissipative autour de l'entaille souligne une forte concentration de dommages (concentration de ruptures de fibres, de microfissures et de pseudo-plasticité). Lorsque la fissure atteint le bord de l'éprouvette, la zone endommagée n'a pas suffisamment de matière pour se développer et la rupture finale se produit.

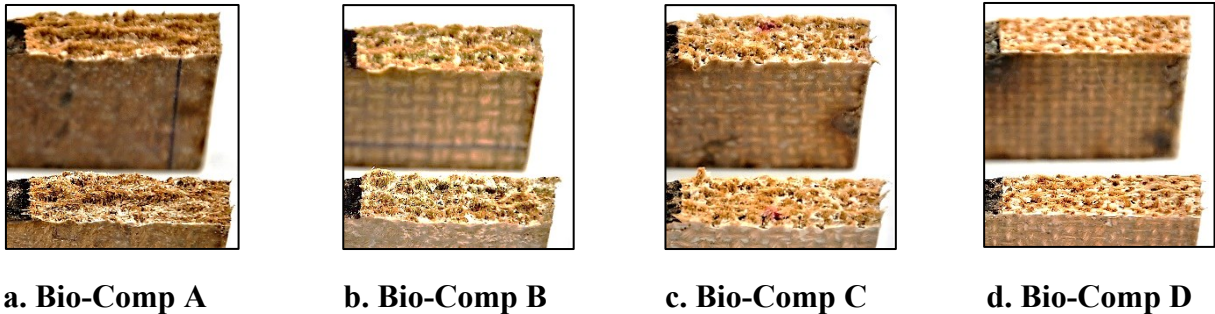


Figure IV. 16. Faciès de rupture (traction monotone sur éprouvettes CT).

La figure (IV. 17) présente l'évolution de l'accroissement de fissure en fonction du temps pour les quatre bio-composites. Les courbes montrent que la propagation de la fissure évolue d'une manière similaire. On constate une différence très nette de la vitesse de propagation de la fissure dans les différents types de composites. Dans un premier temps, la vitesse de propagation est très lente. Cela correspond à l'initiation et le développement de la zone endommagée. Ensuite, il y a un changement de pente pour les différentes courbes. Ce changement caractérise une propagation stable et relativement lente de la fissure principale. Pour la dernière phase, la vitesse de propagation de la fissure est relativement plus lente par rapport à la phase précédente. Ce ralentissement s'explique par une certaine interaction de la fissure avec la face arrière de l'éprouvette (effet de bord).

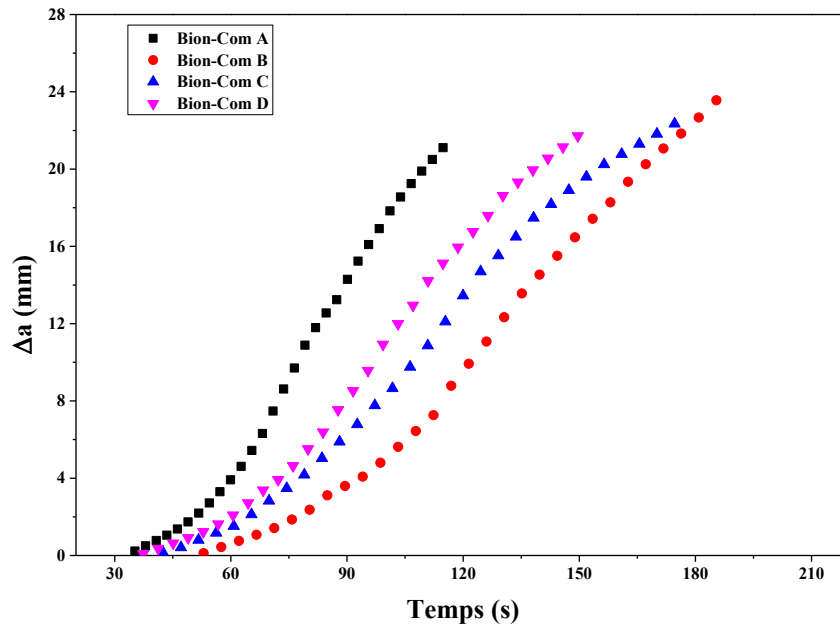


Figure II. 17. Evolution de l'accroissement de fissure en fonction du temps des différents bio-composites.

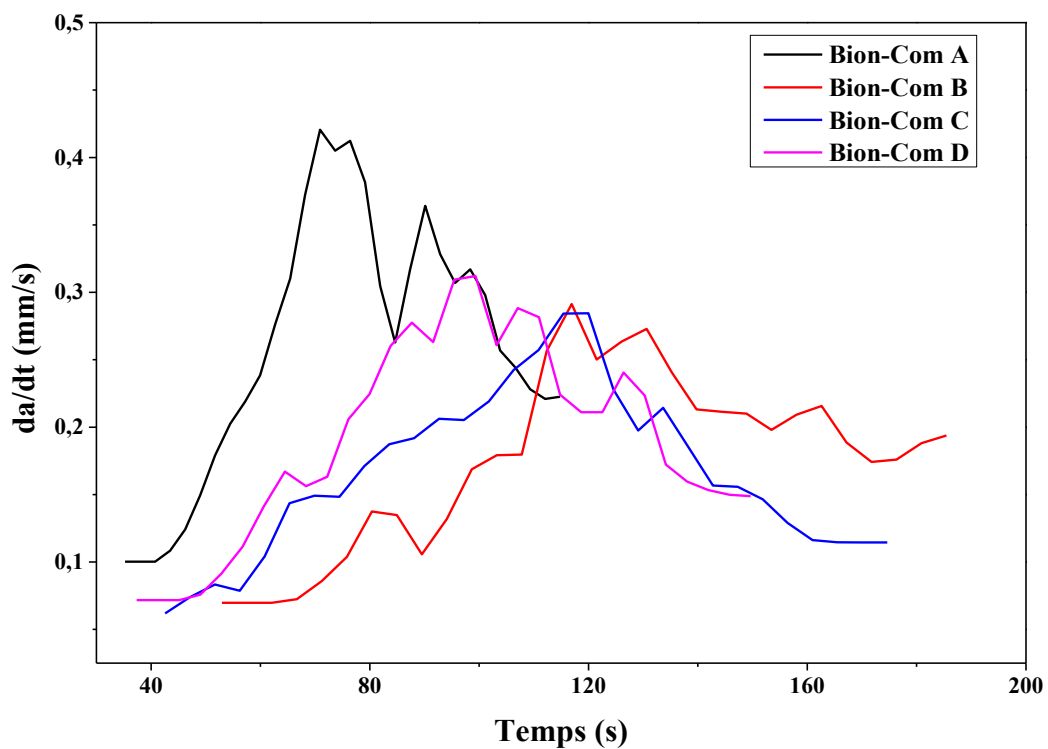


Figure II. 18. Evolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction du temps des différents bio-composites.

On peut conclure que l'architecture du tissu joue un rôle important dans l'accroissement de la fissure des composites stratifiés étudiés.

De même, une comparaison entre les courbes charge/accroissement de la fissure des stratifiés étudiés est représenté sur la figure (IV. 19). Notons que les différents bio composites ont des dimensions pratiquement similaires Le Bio-Com B enregistre la charge maximale la plus élevée (1124 N) avec un accroissement de fissure correspondant égal à 4.2 mm. Quant aux Bio-Com C et Bio-Com D, ils ont des charges maximales très proches (952 N et 962 N respectivement) avec des accroissements presque similaires. Ces accroissements aux points des charges maximales sont respectivement 3.5 mm et 3.6 mm. Le Bio-Com A a une charge maximale différente (996 N) de celles des deux deniers matériaux, alors que son accroissement de fissure est de 3.7 mm.

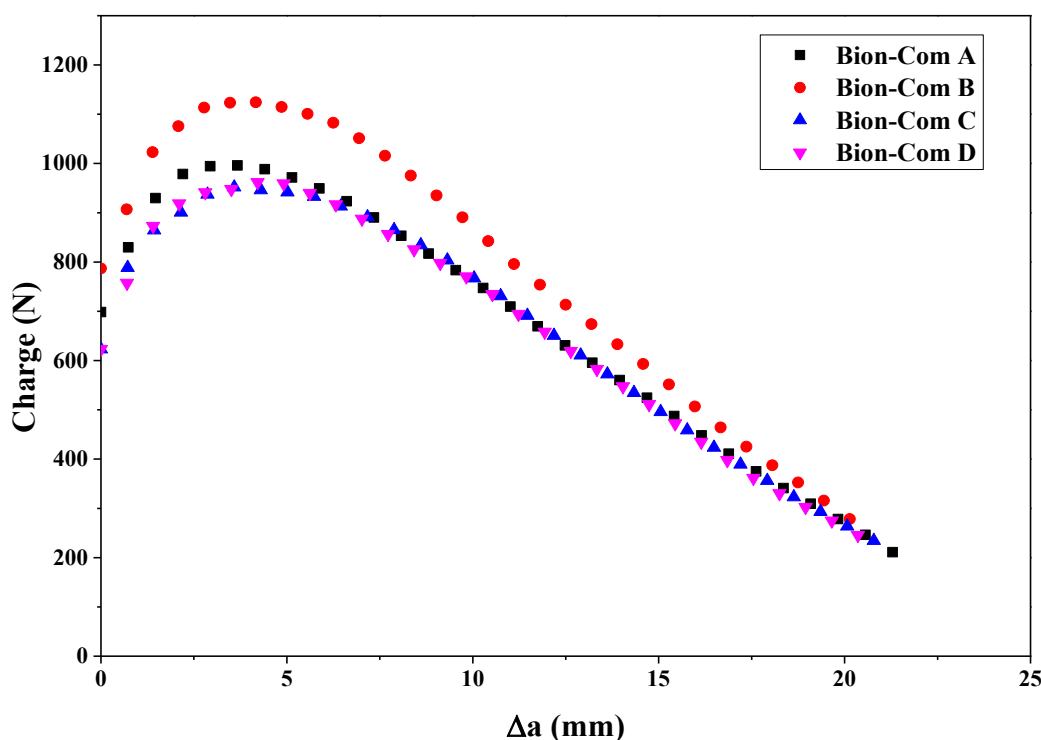


Figure IV. 19. Evolution de la charge en fonction de l'accroissement de fissure pour les différents bio-composites.

Sous l'hypothèse d'un comportement linéaire élastique, les courbes des énergies de rupture des différents bio-composites étudiés sont présentées dans ce qui suit pour un taux massique de fibres de 40% et avec un rapport $a_0/w = 0.40$.

La figure (IV. 20) présente le facteur d'intensité de contrainte K_R en fonction de l'accroissement de fissure (Δa) pour les différents bio-composites testés. L'allure générale des différentes courbes est presque la même. La valeur du K_R à l'initiation est de l'ordre de $3.5 \text{ MPa m}^{1/2}$. Cette dernière augmente progressivement avec l'accroissement de fissure pour atteindre une valeur (plateau $7.5 \text{ MPa m}^{1/2}$) après laquelle la valeur sera presque constante au fur et à

mesure que la fissure principale se rapproche de la fin du ligament de matière restante. La taille effective de la zone endommagée est de l'ordre de 5 mm (l'intersection des deux droites).

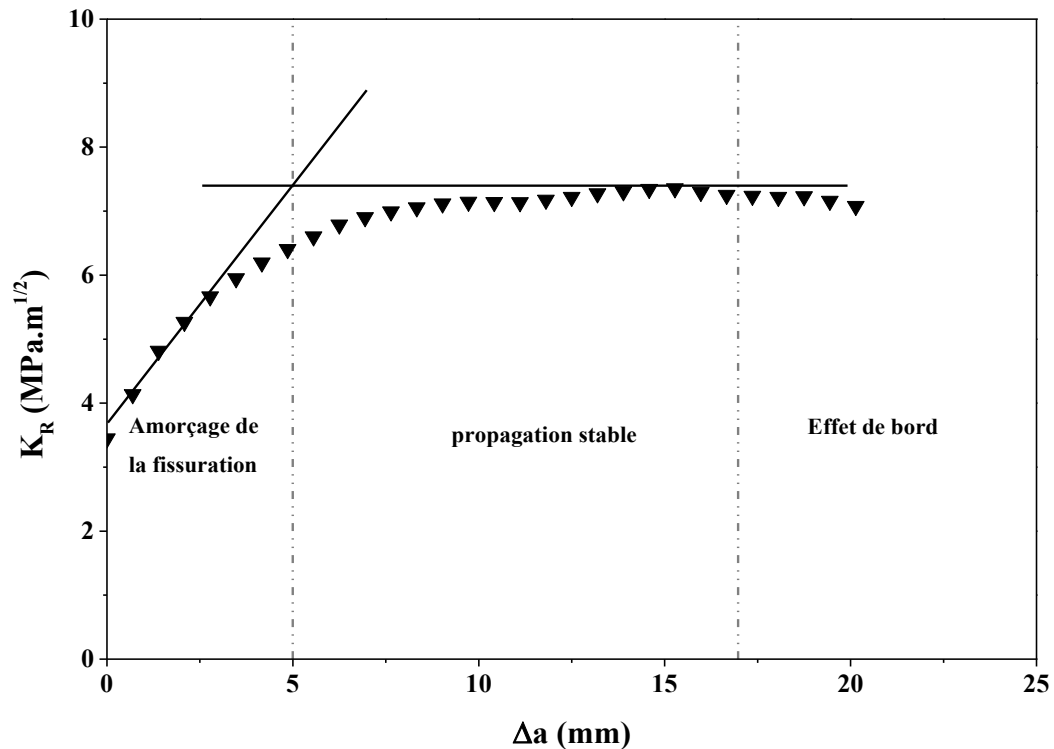


Figure IV. 20. Facteur d'intensité de contrainte en fonction de l'accroissement de fissure (Bio-Com B).

L'effet de l'architecture du renfort sur le facteur d'intensité de contrainte est présenté sur la figure (IV. 21). Pour les différentes architectures la valeur de la ténacité K_C varie entre 2.9 et 3.7 MPa.m^{1/2}. La progression est la même pour les trois composites (Bio-Com A, B, C et D). Les valeurs de K_R au plateau sont aux alentours de 6 à 7 MPa.m^{1/2} pour des $\Delta a \geq 7.5$ mm. Pour le Bio-Com B, la valeur maximale du K_R est de 8.5 MPa.m^{1/2} pour un accroissement de fissure Δa comprise entre 7.5 à 15 mm.

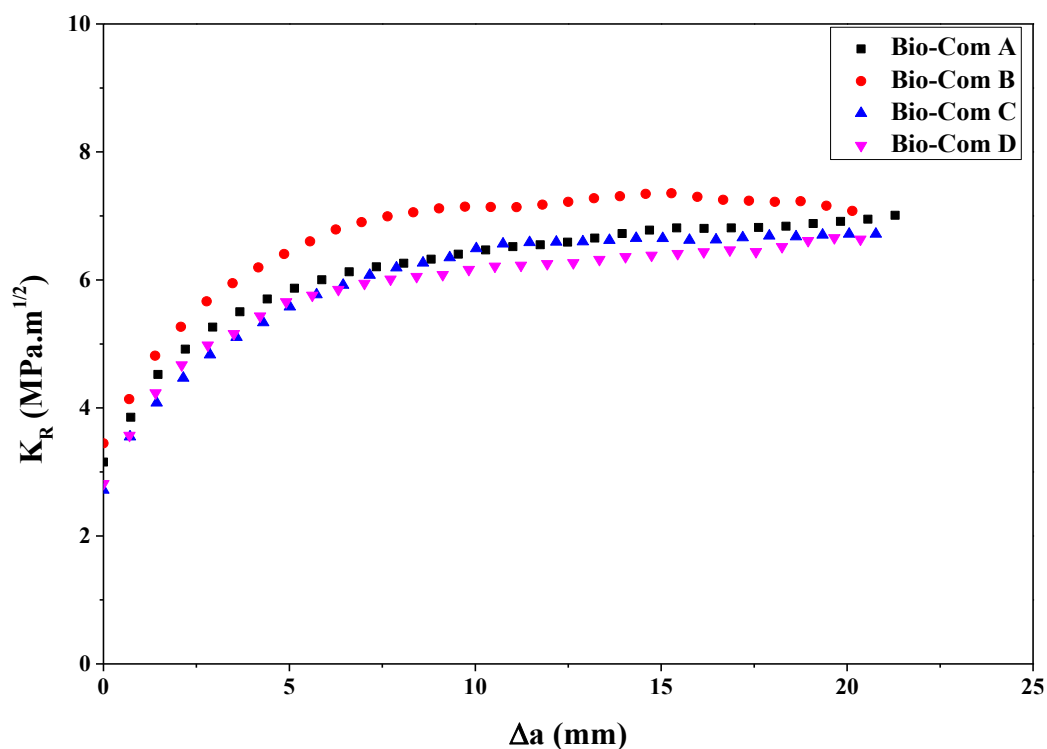


Figure IV. 21. Comparaison du facteur d'intensité de contrainte en fonction de l'accroissement de fissure pour différents Bio-Com.

L'évolution du taux de restitution d'énergie G_R en fonction de l'accroissement de la fissure du Bio-Com B est montrée par la figure (IV. 22). La même allure est remarquée pour les différents courbes, l'énergie augmente avec l'accroissement de fissure. La comparaison entre ces dernières est donnée par la figure (IV. 23). Le G_C pour les différents composites varie entre 3.3 et 5.5 KJ/m^2 . Pour les composites Bio-Com A, Bio-Com B et Bio-Com C, au-delà de la valeur maximale pour $\Delta a = 15$ mm, il y a une diminution de G_R . Par contre, la présence d'un plateau sur la courbe du Bio-Com D est notable. La valeur maximale de l'énergie peut atteindre 24 KJ/m^2 pour le Bio-Com B, alors que pour les autres composites elle est inférieure à 20 KJ/m^2 . Les valeurs maximales de G_R sont 14,2 et 19 KJ/m^2 pour Bio-Com A, Bio-Com D et Bio-Com C respectivement.

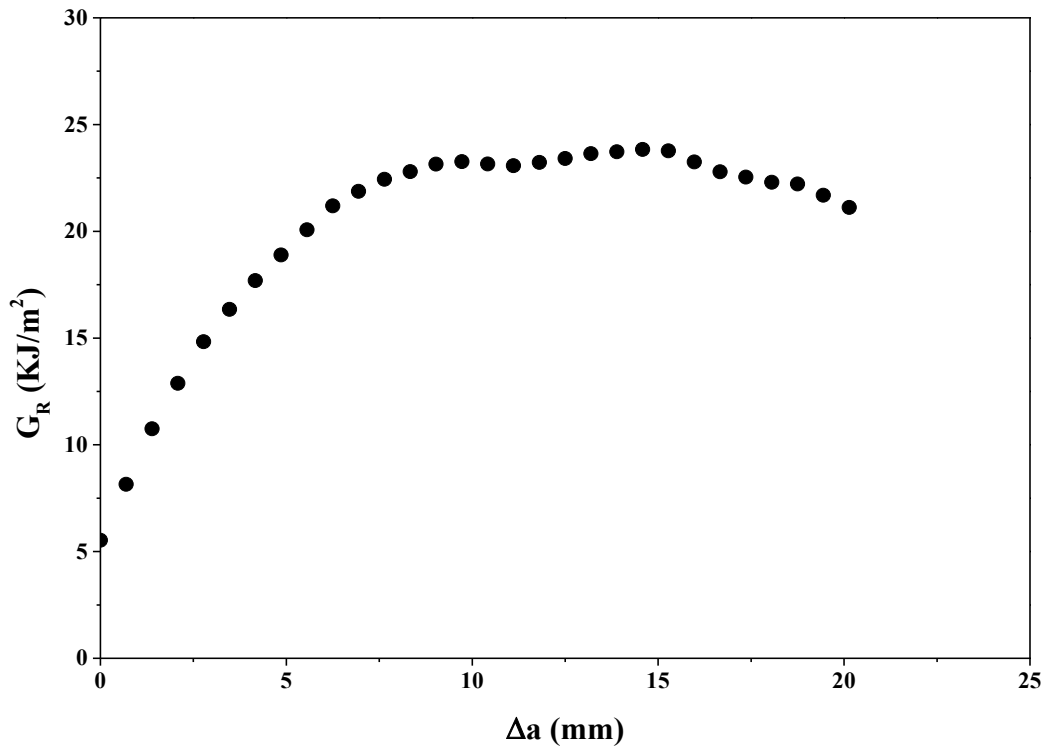


Figure IV. 22. Taux de restitution d'énergie en fonction de l'accroissement de fissure (Bio-Com B).

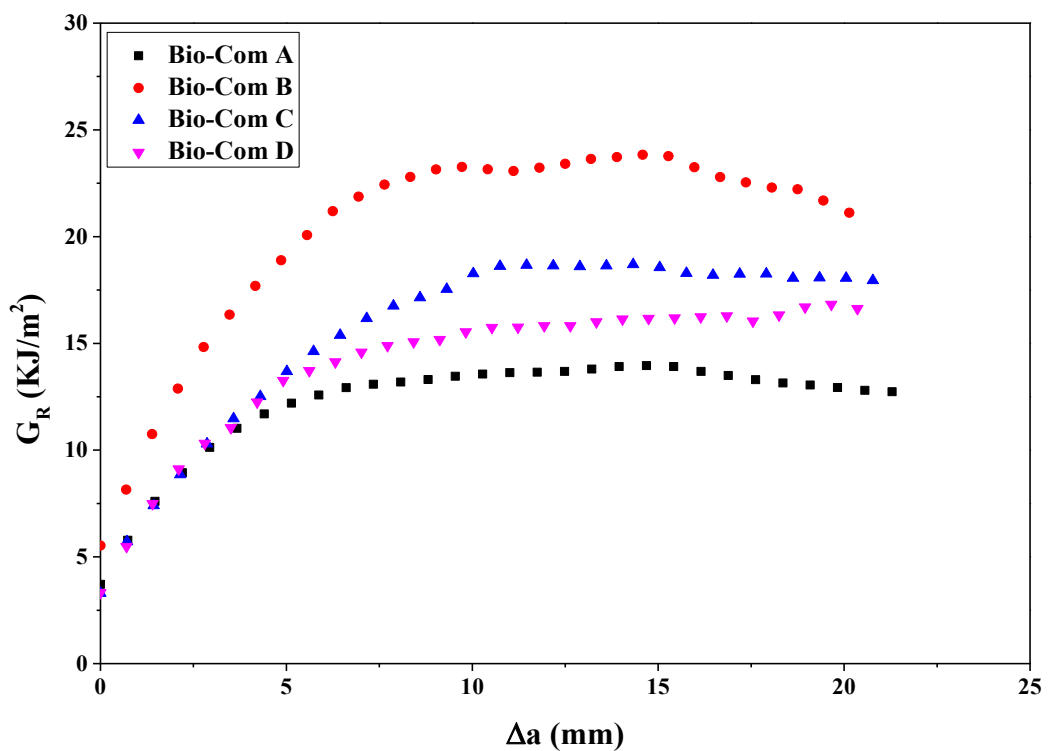


Figure IV. 23. Comparaison du Taux de restitution d'énergie en fonction de l'accroissement de fissure pour différents Bio-Com.

Les valeurs critiques ainsi que les valeurs maximales du facteur d'intensité de contrainte et du taux de restitution d'énergie sous l'hypothèse d'un comportement linéaire sont regroupé dans le tableau (IV. 2) :

Tableau IV. 2. Paramètres de rupture des différents biocomposites

	K_{IC} (MPa.m ^{1/2})	K_R (MPa.m ^{1/2})	G_{IC} (KJ/m ²)	G_R (KJ/m ²)
Bio-Com A	3.15	7.01	3.71	13.95
Bio-Com B	3.44	7.08	5.53	23.83
Bio-Com C	2.72	6.72	3.29	18.69
Bio-Com D	2.82	6.63	3.32	16.83

Nous avons fait également l'analyse des paramètres de rupture selon une deuxième hypothèse celle du comportement non linéaire non élastique, pour lesquelles nous avons effectués des essais de traction de charge-décharge sur des éprouvettes entaillées CT pour les différents matériaux étudiés. Ce type d'essai consiste à imposer une succession de cycles par incrément de charge avec un temps de maintien à contrainte nulle entre chaque cycle, de façon à permettre au matériau de retrouver son état de référence. Avec l'augmentation de la charge maximale imposée, il y a formation d'une boucle d'hystérésis de plus en plus ouverte. En revenant à charge nulle, on voit apparaître progressivement la déformation résiduelle. Nous avons tracé les courbes charge déplacement sous sollicitation charge-décharge.

2) A charge-décharge

La figure (IV. 24) illustre le comportement du composite sous une sollicitation cyclique charge- décharge.

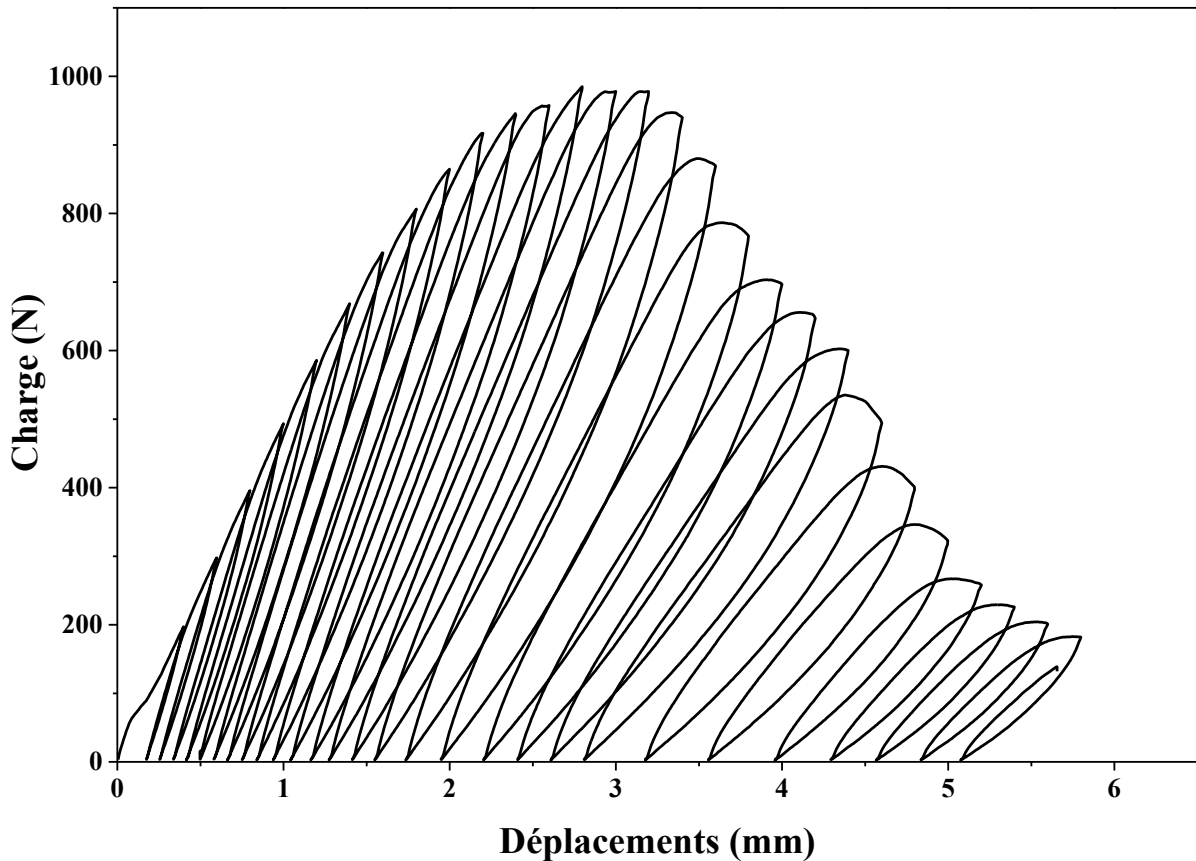


Figure IV. 24. Courbe typique charge – déplacement à charge-décharge.

(Bio-Com B jute sergé 2x2 /PP, $P_f = 40\%$, éprouvettes CT).

La rupture est de type contrôlé, au-delà de la charge maximale, la décroissance de la courbe est progressive. Les instabilités de rupture sont moins marquées. Les boucles d'hystérésis s'inclinent progressivement, du fait de la diminution de la rigidité et de la dégradation des propriétés internes du composite. La surface des boucles augmente d'une façon progressive mettant en évidence la présence d'une dissipation croissante d'énergie due à la fissuration [55].

On constate l'apparition et l'accroissement du déplacement irréversible. Au début, il est relativement faible et croît avec la propagation de la fissure. L'empêchement de la fermeture de la fissure peut être attribué soit : à la présence de débris ou au frottement des fibres et torons extraits.

Le déplacement irréversible croît au fur et à mesure que le déplacement imposé augmente. Les complaisances de la courbe charge déplacement décroissent avec l'accroissement de la fissure. Ces variations peuvent donner beaucoup d'informations sur les mécanismes absorbeurs d'énergie lors du processus de rupture.

La figure (IV. 25) présente l'évolution des énergies de rupture en fonction de l'accroissement de fissure pour les différents matériaux étudiés, pour $a_0/w = 0.4$ et avec $P_f = 40\%$.

Pour l'énergie de rupture déterminée par la méthode de Rice (J_R), les différents matériaux présentent des comportements similaires. On constate que l'architecture du renfort n'a pas une influence notable sur les énergies d'amorçage. Ces dernières ont quasiment des valeurs très proches comprises entre 2.5 et 3.4 KJ/m². Au-delà de certaines valeurs de Δa l'effet du tissage des fibres apparaît significatif. Pour le Bio-Com B, l'énergie de rupture peut atteindre un maximum de plus de 9 KJ/m² pour un $\Delta a = 6.6$ mm. Elle est presque de plus 50 % de l'énergie de rupture du Bio-Com A. De même, les deux autres matériaux présentent une différence très marquée. Le maximum de l'énergie mesurée correspond au développement de la zone endommagée (fissuration de la matrice, rupture des fibres au front de fissure et leur interaction). La décroissance et le changement de pente sur les courbes R signifie que le ligament de matière restant est inférieur à la taille de la zone de process.

L'évolution de J_G (Méthode de Garwood) en fonction de l'accroissement de fissure montre une augmentation progressive de l'énergie de rupture. Elle atteint un maximum de plus de 21 KJ/m² pour $\Delta a = 10.5$ mm pour Bio-Com B. Ensuite, elle décroît lentement. mais la décroissance est légère contrairement à la méthode de Rice, pour $\Delta a = 15.3$ mm, $J_G = 20.4$ KJ/m². L'énergie de rupture déterminée par la méthode de Garwood inclue une contribution non élastique (dû aux phénomènes irréversibles). Cette dernière peut être ôtée par une correction appropriée (J_G corrigé).

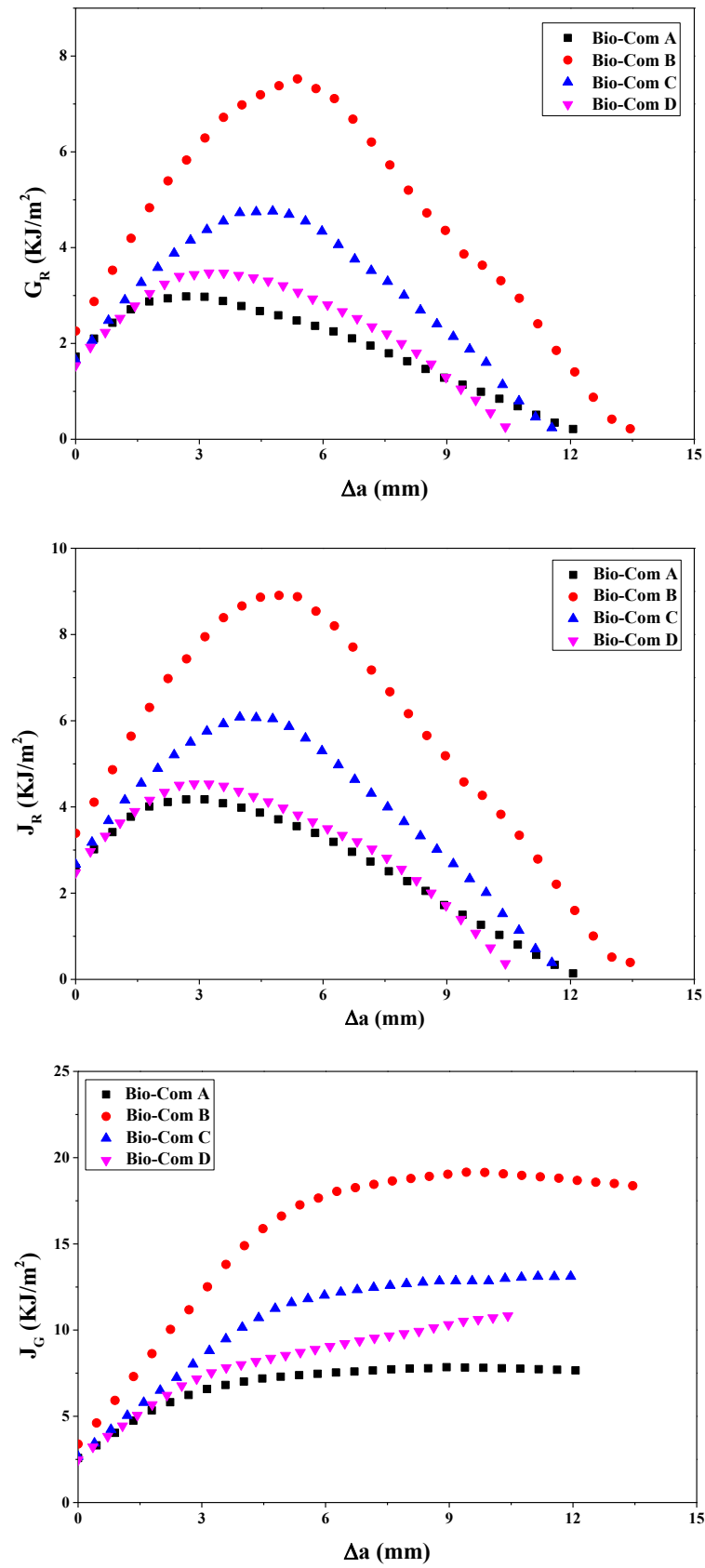


Figure IV. 25. Energies de rupture en fonction de l'accroissement de fissure des bio-composites étudiés ($P_f = 40\%$, $a_0/w = 0.4$)

Sous l’hypothèse d’un comportement linéaire non élastique, les valeurs à l’amorçage et au plateau des énergies de rupture définies par les différentes méthodes sont rassemblées dans le tableau (IV. 3).

Tableau IV. 3. Paramètres de rupture sous l’hypothèse d’un comportement non linéaire non élastique des différents bio composites.

	G_{IC} (KJ/m ²)	G_R (KJ/m ²) (plateau)	J_{RC} (KJ/m ²)	J_{Rmax} (KJ/m ²)	J_{GC} (KJ/m ²)	J_{Gmax} (KJ/m ²)
Bio-Com A	1.7	2.97	2.58	4.18	2.58	7.85
Bio-Com B	2.26	7.52	3.39	8.90	3.39	19.14
Bio-Com C	1.66	4.76	2.67	6.08	2.67	13.11
Bio-Com D	1.54	3.47	2.48	4.54	2.48	10.83

Une comparaison est faite entre les deux hypothèses :

- Comportement élastique
- Comportement non élastique

La figure IV. 26 présente une comparaison de l’évolution du taux de restitution d’énergie selon les deux hypothèses.

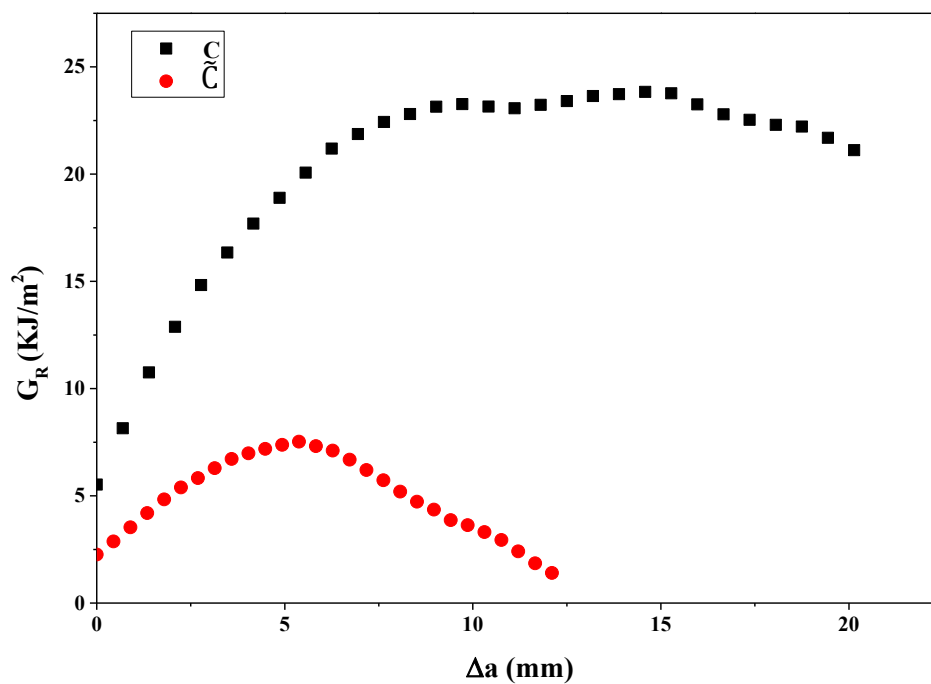


Figure IV. 26. Evolution de G_R en fonction de l’accroissement de fissure Δa selon les deux hypothèses.

C : Comportement élastique ; \tilde{C} : Comportement non élastique.

Sous l'hypothèse d'un comportement linéaire élastique, le calcul de l'accroissement de fissure ne tient pas compte de l'effet des cycles charge - décharge. Pour le comportement élastique, nous remarquons que la fissure s'étend jusqu'à plus de 20 mm pour tout type de bio-composite, alors que dans le deuxième cas, comportement non élastique, sa propagation ne dépasse pas 15 mm. De plus, la valeur maximale du taux de restitution d'énergie selon la première hypothèse est plus élevée que celle de la deuxième hypothèse et cela pour chacun des bio composites.

On constate qu'il existe une différence très marquée entre les deux hypothèses. Cette différence est due d'une part à l'effet de cyclage et d'autre part à l'historique de la matrice et celui du renfort.

IV. 5. REFERENCES

1. Pappas, C., et al., *Comparison of classical and ultrasound-assisted isolation procedures of cellulose from kenaf (Hibiscus cannabinus L.) and eucalyptus (Eucalyptus rodustrus Sm.)*. Ultrasonics Sonochemistry, 2002. **9**(1): p. 19-23.
2. De Rosa, I.M., et al., *Effect of chemical treatments on the mechanical and thermal behaviour of okra (Abelmoschus esculentus) fibres*. Composites Science and Technology, 2011. **71**(2): p. 246-254.
3. Paiva, M., et al., *Alfa fibres: Mechanical, morphological and interfacial characterization*. Composites Science and Technology, 2007. **67**(6): p. 1132-1138.
4. Kassab, Z., et al., *Sunflower oil cake-derived cellulose nanocrystals: Extraction, physico-chemical characteristics and potential application*. International journal of biological macromolecules, 2019. **136**: p. 241-252.
5. SenthamaraiKannan, P. and M. Kathiresan, *Characterization of raw and alkali treated new natural cellulosic fiber from Coccinia grandis. L.* Carbohydrate Polymers, 2018. **186**: p. 332-343.
6. Hajjiha, H., M. Sain, and L.H. Mei, *Modification and characterization of hemp and sisal fibers*. Journal of Natural Fibers, 2014. **11**(2): p. 144-168.
7. Liu, W., et al., *Effects of alkali treatment on the structure, morphology and thermal properties of native grass fibers as reinforcements for polymer matrix composites*. Journal of Materials Science, 2004. **39**(3): p. 1051-1054.
8. Kabir, M., et al., *Effects of chemical treatments on hemp fibre structure*. Applied Surface Science, 2013. **276**: p. 13-23.
9. De Rosa, I.M., et al., *Morphological, thermal and mechanical characterization of okra (Abelmoschus esculentus) fibres as potential reinforcement in polymer composites*. Composites Science and Technology, 2010. **70**(1): p. 116-122.
10. Fiore, V., A. Valenza, and G. Di Bella, *Artichoke (Cynara cardunculus L.) fibres as potential reinforcement of composite structures*. Composites Science and Technology, 2011. **71**(8): p. 1138-1144.
11. Sonia, A. and K.P. Dasan, *Chemical, morphology and thermal evaluation of cellulose microfibrils obtained from Hibiscus sabdariffa*. Carbohydrate polymers, 2013. **92**(1): p. 668-674.
12. Sgriccia, N., M. Hawley, and M. Misra, *Characterization of natural fiber surfaces and natural fiber composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2008. **39**(10): p. 1632-1637.
13. Alshammari, B.A., et al., *A new study on characterization and properties of natural fibers obtained from olive tree (Olea europaea L.) residues*. Journal of Polymers and the Environment, 2019. **27**(11): p. 2334-2340.
14. Kommula, V., et al., *Physico-chemical, tensile, and thermal characterization of Napier grass (native African) fiber strands*. International Journal of Polymer Analysis and Characterization, 2013. **18**(4): p. 303-314.
15. Chandrasekar, M., et al., *A review on the characterisation of natural fibres and their composites after alkali treatment and water absorption*. Plastics, Rubber and Composites, 2017. **46**(3): p. 119-136.
16. Reddy, K.O., B. Guduri, and A.V. Rajulu, *Structural characterization and tensile properties of borassus fruit fibers*. Journal of Applied polymer science, 2009. **114**(1): p. 603-611.
17. Jothibas, S., et al., *Investigation on the mechanical behavior of areca sheath fibers/jute fibers/glass fabrics reinforced hybrid composite for light weight applications*. Journal of Industrial Textiles, 2020. **49**(8): p. 1036-1060.
18. Seki, Y., et al., *Extraction and properties of Ferula communis (chakshir) fibers as novel reinforcement for composites materials*. Composites Part B: Engineering, 2013. **44**(1): p. 517-523.
19. Baley, C. and E. Bodros, *Biocomposites à matrice PLLA renforcés par des mats de lin*. Revue des composites et des matériaux avancés, 2006. **16**(1): p. 129-139.
20. Monteiro, S.N., et al., *Thermogravimetric stability behavior of less common lignocellulosic fibers-a review*. Journal of Materials Research and Technology, 2012. **1**(3): p. 189-199.
21. Abdullah, S., et al. *Thermogravimetry study on pyrolysis of various lignocellulosic biomass for potential hydrogen production*. in *Proceedings of World Academy of Science, Engineering and Technology*. 2010.

22. Amar, B., et al., *Study and characterization of composites materials based on polypropylene loaded with olive husk flour*. Journal of Applied Polymer Science, 2011. **122**(2): p. 1382-1394.
23. Nguyen, T., E. Zavarin, and E.M. Barrall, *Thermal analysis of lignocellulosic materials: Part I. Unmodified materials*. Journal of Macromolecular Science—Reviews in Macromolecular Chemistry, 1981. **20**(1): p. 1-65.
24. da Silva Santos, R., et al., *Cardanol–formaldehyde thermoset composites reinforced with buriti fibers: preparation and characterization*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2010. **41**(9): p. 1123-1129.
25. Satyanarayana, K.G., G.G. Arizaga, and F. Wypych, *Biodegradable composites based on lignocellulosic fibers—An overview*. Progress in polymer science, 2009. **34**(9): p. 982-1021.
26. Kabir, M., et al., *Effect of chemical treatment on the mechanical and thermal properties of hemp fibre reinforced thermoset sandwich composites*. Incorporating Sustainable Practice in Mechanics and Structures of Materials, 2010: p. 439-444.
27. Simão, J.A., et al., *Effect of fiber treatment condition and coupling agent on the mechanical and thermal properties in highly filled composites of sugarcane bagasse fiber/PP*. Materials Research, 2016. **19**: p. 746-751.
28. Souto-Maior, J.F.A., et al., *Phosphated crosslinked pectin as a potential excipient for specific drug delivery: preparation and physicochemical characterization*. Polymer International, 2010. **59**(1): p. 127-135.
29. Van de Velde, K. and E. Baetens, *Thermal and mechanical properties of flax fibres as potential composite reinforcement*. Macromolecular Materials and Engineering, 2001. **286**(6): p. 342-349.
30. Carrier, M., et al., *Thermogravimetric analysis as a new method to determine the lignocellulosic composition of biomass*. Biomass and bioenergy, 2011. **35**(1): p. 298-307.
31. Rios, A.d.S., *Mechanical behavior of recycled polypropylene reinforced by coconut fibers using x-ray tomography and digital image correlation*. 2015.
32. Bledzki, A., A. Mamun, and O. Faruk, *Abaca fibre reinforced PP composites and comparison with jute and flax fibre PP composites*. eXPRESS polymer letters, 2007. **1**(11): p. 755-762.
33. Ku, H., et al., *A review on the tensile properties of natural fiber reinforced polymer composites*. Composites Part B: Engineering, 2011. **42**(4): p. 856-873.
34. Do Thi, V.V., *Matériaux composites à fibres naturelles/polymère biodégradables ou non*. 2011, Grenoble.
35. Vilaseca, F., et al., *Biocomposites from abaca strands and polypropylene. Part I: Evaluation of the tensile properties*. Bioresource technology, 2010. **101**(1): p. 387-395.
36. Mutjé, P., et al., *Effect of maleated polypropylene as coupling agent for polypropylene composites reinforced with hemp strands*. Journal of Applied Polymer Science, 2006. **102**(1): p. 833-840.
37. Ma, X., J. Yu, and J.F. Kennedy, *Studies on the properties of natural fibers-reinforced thermoplastic starch composites*. Carbohydrate Polymers, 2005. **62**(1): p. 19-24.
38. Bogoeva-Gaceva, G., et al., *Natural fiber eco-composites*. Polymer composites, 2007. **28**(1): p. 98-107.
39. Summerscales, J., et al., *A review of bast fibres and their composites. Part 2—Composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2010. **41**(10): p. 1336-1344.
40. Dittenber, D.B. and H.V. GangaRao, *Critical review of recent publications on use of natural composites in infrastructure*. Composites Part A: applied science and manufacturing, 2012. **43**(8): p. 1419-1429.
41. Saheb, D.N. and J.P. Jog, *Natural fiber polymer composites: a review*. Advances in Polymer Technology: Journal of the Polymer Processing Institute, 1999. **18**(4): p. 351-363.
42. Mohanty, A., M.a. Misra, and G. Hinrichsen, *Biofibres, biodegradable polymers and biocomposites: An overview*. Macromolecular materials and Engineering, 2000. **276**(1): p. 1-24.
43. Faruk, O., et al., *Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010*. Progress in polymer science, 2012. **37**(11): p. 1552-1596.
44. Thwe, M.M. and K. Liao, *Effects of environmental aging on the mechanical properties of bamboo–glass fiber reinforced polymer matrix hybrid composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2002. **33**(1): p. 43-52.
45. Xie, Y., et al., *Silane coupling agents used for natural fiber/polymer composites: A review*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2010. **41**(7): p. 806-819.

-
46. Alvarez, V., A. Fraga, and A. Vazquez, *Effects of the moisture and fiber content on the mechanical properties of biodegradable polymer–sisal fiber biocomposites*. Journal of Applied Polymer Science, 2004. **91**(6): p. 4007-4016.
 47. Akil, H., et al., *Kenaf fiber reinforced composites: A review*. Materials & Design, 2011. **32**(8-9): p. 4107-4121.
 48. Sombatsompop, N., et al., *Effect of wood sawdust content on rheological and structural changes, and thermo-mechanical properties of PVC/sawdust composites*. Polymer international, 2003. **52**(12): p. 1847-1855.
 49. Arju, S.N., et al., *Effects of jute fabric structures on the performance of jute-reinforced polypropylene composites*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2015. **34**(16): p. 1306-1314.
 50. Clyne, T.W. and D. Hull, *An introduction to composite materials*. 2019: Cambridge university press.
 51. Kim, J.-K. and Y.-W. Mai, *High strength, high fracture toughness fibre composites with interface control—a review*. Composites Science and Technology, 1991. **41**(4): p. 333-378.
 52. Meyers, M.A., et al., *Biological materials: structure and mechanical properties*. Progress in materials science, 2008. **53**(1): p. 1-206.
 53. Osmani, H., et al., *Toughness, microstructure and interface characteristics for ceramic-ceramic composites*. Composites science and technology, 1990. **37**(1-3): p. 191-206.
 54. Osmani, H., *Rupture des composites céramique-céramique à fibres*. 1989, Lyon, INSA.
 55. Elouaer, A., *Contribution à la compréhension et à la modélisation du comportement mécanique de matériaux composites à renfort en fibres végétales*. 2011, Reims.

*Conclusion générale et
perspectives*

CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

Le jute était utilisé exclusivement pour l'emballage et le conditionnement des récoltes agroalimentaires : café, cacao et d'autres denrées alimentaires. Aujourd'hui, le jute atteint une toute nouvelle dimension.

L'usage des matériaux biodégradables tels que le jute, s'avère la solution la plus adéquate pour préserver l'environnement.

Notre contribution consiste à récupérer les sacs en jute usagés et de les réutiliser pour le renforcement de matrice thermoplastique (PP).

Les analyses calorimétrique et thermogravimétrique du jute des sacs récupérés nous ont permis de déterminer l'intervalle de température d'élaboration sans altération des propriétés mécaniques. De telles études thermiques des matériaux lignocellulosiques permettent de prédire les températures optimales pour la mise en œuvre de composites polymères. La température d'élaboration peut atteindre 230 °C. Entre 120 °C et 220 °C, la perte de masse est quasiment nulle. Par conséquent, les constituants des fibres montrent une bonne stabilité thermique dans cette plage de température.

L'analyse par spectroscopie infrarouge des différents tissus de jute a permis de déterminer et de qualifier les différents changements microstructuraux par rapport aux fibres cellulosiques brutes. Les spectres révèlent une similitude très nette avec ceux des fibres brutes. On constate l'absence d'éventuels contaminants en excès dans les tissus recyclés. Il n'y a pas d'effets néfastes sur les principaux constituants.

La fraction massique de 40 % a permis l'obtention de meilleures caractéristiques mécaniques des composites élaborés ($\sigma_t^R = 40$ MPa, $E = 4,6$ GPa).

Cette optimisation est suivie par l'élaboration des bio-composites jute-PP de fraction massique de 40 % avec des tissus de jute de différentes architectures (Satin, Serge 2x2, Taffetas).

La caractérisation des bio-composites en traction et en flexion a révélé que le matériau Bio-Com B (serge 2/2) a enregistré de bonnes performances tant en termes de résistance à la traction ($\sigma = 44,43 \pm 4,23$ MPa) qu'à la flexion ($\sigma = 69,64 \pm 2,38$ MPa). De plus, le matériau présentait une bonne rigidité en traction ($E = 5,36 \pm 0,47$ GPa) et en flexion ($E = 5,27 \pm 0,14$ GPa). En ce qui concerne l'allongement à la rupture, la différence entre la déformation des trois matériaux en traction et en flexion n'est pas perceptible.

Nous avons pu étudier le comportement mécanique des différents composites selon deux hypothèses, comportement linéaire élastique et comportement non linéaire non élastique.

Pour les différentes architectures la valeur de la ténacité K_C varie entre 2.9 et 3.7 MPa.m^{1/2}. La progression est la même pour les trois composites (Bio-Com A, Bio-Com C et Bio-Com D). Pour ces matériaux, la valeur maximale de K_R est aux alentours de 6 MPa.m^{1/2} vers $\Delta a = 14$ mm. Pour le Bio-Com B, la valeur maximale du K_R est 8.5 MPa.m^{1/2} pour $\Delta a = 15$ mm. Pour le taux de restitution d'énergie G_R , la même allure est remarquée pour les différents courbes, l'énergie augmente avec l'accroissement de fissure. Le G_C pour les différents composites varie entre 3.3 et 5.5 KJ/m². Pour les composites Bio-Com A, Bio-Com B et Bio-Com C, au-delà de la valeur maximale pour $\Delta a = 15$ mm, il y a une diminution de G_R . Par contre, la présence d'un plateau sur la courbe du Bio-Com D est notable. La valeur maximale de l'énergie peut atteindre 24 KJ/m² pour le Bio-Com B, alors que pour les autres composites elle est inférieure à 20 KJ/m². Les valeurs maximales de G_R sont 14, 16 et 19 KJ/m² pour Bio-Com A, Bio-Com D et Bio-Com C respectivement.

Pour les énergies de rupture déterminées par la méthode de Rice et de Garwood, la même allure pour les différents matériaux. Les énergies d'amorçage ne sont pas influencées par l'architecture du renfort. Mais au-delà de certaines valeurs de Δa l'effet du tissage des fibres est notable. La différence entre les deux méthodes est attribuée de fait que la méthode de Garwood tient compte de la contribution non élastique dû aux phénomènes irréversibles

La différence entre les deux hypothèses, comportement élastique et comportement non élastique, est nettement observée sur les courbes R soit sur l'énergie de rupture ou soit sur l'accroissement de fissure. Les résultats indiquent que les courbes R sont fortement influencées par l'architecture du renfort.

On peut conclure que les toiles de jute provenant d'un sac jeté après usage peuvent être utilisé comme renfort de composites à matrice de polypropylène recyclé avec une résistance mécanique améliorée avec un taux de renforcement de 40 % en poids. Ces composites affichent une résistance relativement supérieure par rapport à ceux avec du tissu de jute neuf. Les caractéristiques en traction sont très prometteuses comparées résultats déjà trouvés dans la littérature. L'effet des paramètres de traitement sur les propriétés de traction des composites à base de polypropylène recyclé renforcés avec des tissus de jute neufs a été étudié, la contrainte en traction n'a pas dépassé 25 MPa et le module inférieur à 1 GPa.

Aussi selon nos résultats, la résistance à la fissuration des composites à renforts recyclé présente de meilleure caractéristique comparée au composite à renfort neuf.

Ces composites constituent un matériau très prometteur en termes de résistance mécanique et de coûts effectifs, ainsi qu'une alternative écologique à certains matériaux conventionnels utilisés pour la construction de meubles et de bâtiments.

L'ensemble des résultats présentés, ouvre le champ à plusieurs perspectives de travaux d'approfondissement spécifiques qui pourraient être :

- L'étude de l'effet de certains paramètres sur le comportement mécanique de ces composites.

- Puisque nous avons abordé la résistance à la fissuration de ces composites, il est intéressant d'examiner de plus près la tenue de pièce en présence de singularités. Cela permettra d'aborder les effets néfastes des défauts sur le comportement de la structure. A cet égard, l'apport de la modélisation numérique est d'un grand intérêt, pour déplier les différentes solutions avant de passer à l'expérimental.

- Un autre domaine de travail à souligner qui répond aux problèmes immédiats auxquels sont confrontés les industriels est en rapport avec l'extension des modèles d'endommagement par fatigue pour les composites tissés à matrice polymérique.

- L'apport de l'instrumentation (DIC, Tomographie et EA), permettra de bien cerner les différents mécanismes de rupture et d'endommagement. A partir de ces techniques, il est possible d'enrichir la modélisation.