

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

UNIVERSITE « Dr. TAHAR MOULAY » DE SAIDA

FACULTE DES SCIENCES

DEPARTEMENT DE PHYSIQUE



MEMOIRE

Présenté en vue de l'obtention du diplôme de

MASTER

Spécialité : PHYSIQUE

Option : Physique Computationnelle

Par

Mlle. Rofaida KHIRI

Sur le thème

Prédiction et simulation génétique du comportement d'un matériau composite à base du polymère PMMA (Polyméthacrylate de méthyle)

Soutenu le **jeudi 16 juin 2022** devant le jury composé de :

M. ELKEURTI Mohammed	Pr	Université Dr. Tahar Moulay de Saida	Président
M. MOKADDEM Allel	Pr	Centre Universitaire d'El Bayadh	Encadrant
M.DOUMI Bendouma	Pr	Université Dr. Tahar Moulay de Saida	Co-encadrant
M.AMARA Kadda	Pr	Université Dr. Tahar Moulay de Saida	Examineur

Année Universitaire 2021 - 2022

Remerciements

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

Je tiens à remercier Monsieur Allel Mokaddem Professeur au Centre Universitaire Nour Bachir El Bayadh et Monsieur Bendouma Doumi Professeur à l'Université de Saïda Dr. Tahar Moulay (respectivement rapporteur et co-rapporteur de ce mémoire) qui m'ont conseillé et suivi tout au long de cette période de préparation de ce travail.

J'exprime mes vifs remerciements à Monsieur Mohammed Elkeurti Professeur à l'Université de Saïda Dr. Tahar Moulay pour avoir m'honoré et accepté de présider le jury de soutenance de mon mémoire.

Je tiens à remercier Monsieur Kadda Amara Professeur à l'Université de Saïda Dr. Tahar Moulay, pour l'honneur qu'il m'a fait en acceptant de juger ce travail.

Table des matières

Introduction générale	2
Chapitre I : état de l'art	5
I.1 Introduction :	5
I.2 matériaux composites :	5
I.2.1 Définition générale d'un matériau composite :	5
I.2.2 Différents types de matériaux composites :	5
I.2.2.1 Matériaux composites de grande diffusion:	5
I.2.2.2 Matériaux composites de hautes performances:.....	5
I.2.3 Caractéristiques générales des matériaux composites:.....	6
I.2.4 Constituants :	7
I.2.4.1 La matrice :	8
I.2.4.1.1 Les matrices organiques :	9
I.2.4.1.2 Matrice minérale :	9
I.2.4.2 Les renforts :	9
1.2.4.2.1 Renfort en fibres discontinues :	10
1.2.4.2.2 Renfort continu :	10
I.2.5 Les procédé de fabrication des composites :	11
I.2.5.1 Les technologies en moule ouvert :	11
I.2.5.1.1 Moulage au contact :	11
I.2.5.1.2 Moulage par projection simultané :	12
I.1.5.2 Les technologies en moule fermé :	12
I.1.5.2.1 Moulage sous vide :	12
I.2.5.2.2 Moulage par injection basse pression de résine (RTM) :	13
I.2.5.2.3 Moulage par injection de compound BMC :	13
I.2.5.2.4 Moulage par compression de mat pré imprégné SMC :	14
I.2.5.2.5 Moulage par enroulement filamentaire :	14
I.2.6 Les avantages et Les inconvénients :	15
1.2.6.1 Des avantages :	15
1.2.6.2 Les inconvénients :	16
I.2.7 Polymère :	16
I.2.7.1 Les grandes familles de polymère :	17
I.2.7.2 Avantage des polymères :	18
I.2.7.3 Inconvénients des polymères :	18
I.2.7.4 Exemple d'utilisation :	19

I.3 Les nouveaux matériaux : les biocomposites	21
I.3.1 Propriétés :	23
I.3.1.1 Propriétés mécaniques :.....	23
I.3.1.2 Propriétés thermiques :.....	23
I.3.1.3 Isotropie des propriétés :	24
I.3.1.4 Impacts environnementaux :	24
I.3.1.5 Polymères et fibres utilisables.....	25
I.3.2 Avantages et désavantages des biocomposites du point de vue environnemental : 25	
I.3.3 Le recyclage des biocomposites thermoplastiques :.....	26
I.4 les matériaux hybrides.....	26
I.4.1 Définition :	26
I.4.2 Les stratifiés hybrides :	26
I.4.3 Les catégories des stratifiés hybrides :.....	27
I.4.4 Caractérisation des séquences hybrides	27
I.4.4.1 Propriétés en flexion	27
I.4.4.1.1 Comportement mécanique :	27
I.4.4.1.2 Résistance et rigidité en flexion :	27
I.4.4.2 Propriétés en indentation.....	28
II.5 conclusion	29
Chapitre II : Phénomènes d'endommagements	31
II.1 introduction :.....	31
II.2 définition :	31
II.3 Mécanisme d'endommagement des composites :.....	31
II.3.1 Décohésion fibre-matrice :.....	32
II.3.2 Fissuration Matricielle :.....	33
II.3.3 Délaminage :.....	34
II.3.4 Rupture de la Fibre :	35
II.4 Mesure de l'endommagement :	36
II.4.1 Mesure directe :	36
II.4.2 Mesure indirecte :	36
II.5 Scénarios d'endommagement :.....	37
II.6 Les modèles analytique.....	39
II.6.1 Modèle de Cox :.....	39
II.6.1.1 Profils de contrainte dans la fibre et à l'interface :.....	40
II.6.2 Modèle de Kelly-Tyson :	43

II.6.2.1 Profils de contrainte dans la fibre et à l'interface :	44
II.6.2.2 Relation contrainte déformation :	45
II.7 Théorie de Weibull :	47
II.8 Simulation de Monté-carlo :	48
II.9 Algorithme génétique :	49
Chapitre III : Résultats et Discussion	54
III .1 Introduction	54
III.2 Les caractéristiques des matériaux étudiés	54
III.2.1 Les renforts	54
III.2.1.1 La fibre de carbone	54
III.2.1.2 Fibre de Verre-E	55
III.2.1.3 Fibre d'Aramide	56
III.3 Modélisation et simulation numérique	58
III.3.1 Interphase et interface fibre-matrice.....	58
III.3.2 Loi probabiliste de Weibull	59
III.3.3 Essai d'arrachement ou de micro-goutte.....	59
III.4 Résultats et discussion	60
III.4.1 Modélisation génétique.	60
III.4 Résultats et discussion :	61
III.4.1 Carbone/PMMA :	61
III.4.2 Aramide/PMMA.....	63
III.4.3 Verre/PMMA :	65
III.5 Conclusion.....	67
Conclusion générale.....	69
Références Bibliographiques	71

Listes Des Figure

Figure I.1: Différents constituants d'un matériau composite.	8
Figure I.2: Classification des matrices. [23]	8
Figure I.3: Les différents types de renfort de base. [25].....	10
Figure I.4: Différentes formes de renforts continus.	11
Figure I.5: principe de moulage au contact.	11
Figure I.6: principe de moulage par projection simultanée. [27]	12
Figure I.7: Moulage sous vide.	13
Figure I.8: principe de moulage par injection de résine.	13
Figure I.9: principe de moulage par compression.	14
Figure I.10: Enroulement filamentaire. [29].....	15
Figure I.11: Structure d'un ciment osseux au PMMA.....	19
Figure I.12 : Le chanvre	21
Figure I.13 : Composite Bois-Plastique (WPC) CC BY-SA 3.0.7 2).....	22
Figure I.14 : Consommation d'un véhicule en fonction de sa masse.....	26
Figure I.15 : Configurations des stratifiés hybrides. (a) Intercouches et intracouches [43].	(b) 27
Figure I.16 : évolution des propriétés mécaniques des composites hybrides carbone/lin	29
Figure II.17 : Phase de l'endommagement d'un matériau.....	32
Figure II.18 : Décohésion fibre-matrice.	33
Figure II.19 : Fissuration de la matrice.....	34
Figure II.20: Délaminage d'un composite.	35
Figure II.21 : Rupture de la fibre.....	35
Figure II.22 : Scénario standard de l'évolution de l'endommagement au sein du VER.	37
Figure II.23 : Volume Elémentaire Représentatif.	39
Figure II.24 : Equilibre élastique de la matrice en cisaillement.	40
Figure II.25 : Equilibre élastique d'une portion de fibre.....	42
Figure II.26 : Modèle de Cox; Profils de contrainte dans la fibre (σ_f) et à l'interface (τ_i). ...	43
Figure II.27 : Modèle de Kelly -Tyson.....	45
Figure II.28 : Estimation probabiliste de défaillance.	49
Figure II.29 : Schéma de la structure d'un algorithme génétique.	51
Figure III.30 : Image MEBE de fibres de carbone à partir de PAN [68,69].....	55
Figure III.31 : Images SEM de la membrane en fibre de Verre vierge (a) et de la membrane en fibre de Verre greffée PVP (b). Les images (c) et (d) sont des images haute résolution de la membrane en fibre de Verre greffée PVP. [72].	56
Figure III.32 : l'endommagement de l'interface pour $\sigma=1800\text{N/m}^2$	62
Figure III.33 : l'endommagement de l'interface pour $\sigma=2000\text{N/m}^2$	62
Figure III.34: l'endommagement de l'interface pour $\sigma=2200\text{N/m}^2$	63
Figure III.35: l'endommagement de l'interface pour $\sigma=1800\text{N/m}^2$	64
Figure III.36: l'endommagement de l'interface pour $\sigma=2000\text{N/m}^2$	64
Figure III.37: l'endommagement de l'interface pour $\sigma=2200\text{N/m}^2$	65
Figure III.38: l'endommagement de l'interface pour $\sigma=1800\text{N/m}^2$	66
Figure III.39: l'endommagement de l'interface pour $\sigma=2000\text{N/m}^2$	66
Figure III.40: l'endommagement de l'interface pour $\sigma=2200\text{N/m}^2$	67

Liste Des Tableaux

Tableau I.1: Exemples de matériaux composites, pris au sens large. [22]	7
Tableau I.2: Principales différences entre les Matrices TP et TD.	9
Tableau I.3 : Indicateurs d'impact de la production d'un kg de fibres de chanvre et de verre.24	
Tableau I.4 : Impact de la diminution de poids d'un kilo d'un véhicule due à l'utilisation de fibres de chanvre	24
Tableau III.5 : Principales propriétés de la fibre de carbone [70].	55
Tableau III.6 : Principales propriétés de la fibre de Verre-E [70]	56
Tableau III.7 : Principales propriétés de la fibre d'Aramide [70].	57
Tableau III.8 : Principales propriétés de la matrice PMMA [75].	58
Tableau III.9 : Schéma représentatif d'un essai d'arrachement de fibre unique [76]	60



***Introduction
Générale***

Introduction générale

Le poly (méthacrylate de méthyle) PMMA est un polymère prometteur pour des applications dans l'actionnement optique, pneumatique, les capteurs, la séparation analytique et les dispositifs conducteurs [1-6]. D'autres applications incluent l'utilisation du PMMA dans les applications biomédicales, les électrolytes polymères, la viscosité des polymères et l'administration de médicaments par électro-diffusion ou flux électro-osmotique [7-11]. Aux températures usuelles d'utilisation, le PMMA est à l'état vitreux pour lequel il présente les caractéristiques mécaniques d'un matériau dur et fragile [12]. Le PMMA est un matériau très apprécié pour sa grande transparence avec une transmission lumineuse supérieure au verre (> 92%) tout en étant léger. Il présente également une bonne résistance à la dégradation (vieillessement, rayons ultraviolets, intempéries, corrosion), une dureté de surface très élevée (avec un aspect lisse et brillant), une facilité de mise en œuvre (thermoformage, usinage, coloration, métallisation, collage) et une bonne recyclabilité [12]. Le PMMA fait partie des polymères amorphes appartenant à la famille des acrylates. Le PMMA fait partie des polymères qui présentent une résistance élevée à l'ensoleillement, car il présente une faible variation sous l'effet du rayonnement UV. Il a une très bonne stabilité thermique et est connu pour résister à des températures aussi élevées que 100°C et aussi basses que -70°C. Il possède également de très bonnes propriétés optiques, et une bonne compatibilité avec les tissus humains [13-15].

Plusieurs études expérimentales ont été réalisées pour étudier les caractéristiques précitées du PMMA, cependant le modèle numérique reste la meilleure méthode d'analyse afin de se rapprocher d'applications de domaine réalistes [16]. D'autre part, diverses recherches ont utilisé l'analyse mécanique dynamique DMA pour étudier l'effet de la viscoélasticité du PMMA [17,18]. Cette approche fait partie des techniques bien connues pour analyser le module de perte, le module de stockage et les paramètres de réponse au stress pour le PMMA en employant une charge oscillatoire sur celui-ci, tout en faisant varier les conditions de température et de fréquence de travail [19]. Dans la littérature, diverses recherches ont été menées pour étudier les propriétés du PMMA en utilisant la technique DMA pour différents POF [20].

Dans cette étude, nous allons investiguer l'effet de l'endommagement en cisaillement

sur le comportement de l'interface de trois matériaux composites à savoir : Carbone/PMMA, Aramide/PMMA et Verre/PMMA. A cet effet, nous allons choisir une modélisation génétique basée sur le formalisme de Weibull, afin de calculer les différentes valeurs de l'endommagement à l'interface entre la matrice (PMMA) et les trois fibres (Carbone, Aramide et Verre), en utilisant les opérateurs génétique sélection, croisement et mutation.

Le mémoire de ce master sera divisé en trois chapitres. Dans le premier, un état de l'art sur la présentation des matériaux composites, biocomposites et les matériaux hybrides est présenté, les modèles de simulation numérique et analytique seront traités dans le deuxième chapitre. Le dernier chapitre sera réservé à la discussion et l'analyse des différents résultats trouvés.



Chapitre I
État de l'art

I.1 Introduction :

Dans ce chapitre, nous allons discuter et présenter les différentes propriétés des matériaux composites, leurs constituants, types et leurs caractéristiques.

I.2 Matériaux composites :

I.2.1 Définition générale d'un matériau composite :

Un matériau composite peut être défini comme l'association d'une ou de plusieurs phases discontinues réparties dans une même phase continue. L'assemblage final donne un nouveau matériau dont on attend des propriétés supérieures à celles qu'auraient les constituants élémentaires pris séparément. Dans une terminologie issue du vocabulaire de la résistance des matériaux, les constituants de la phase discontinue sont appelés de manière générique : « renforts ». Le rôle essentiel des renforts est d'assurer la tenue mécanique du composite. La phase continue est appelée « matrice ». En premier lieu, la matrice garantit la cohésion de la structure et la transmission des efforts mécaniques aux renforts. Elle fournit également une protection à ces derniers contre diverses agressions chimiques qui pourraient provenir de l'environnement extérieur.

I.2.2 Différents types de matériaux composites :

On distingue deux types de composites: les composites de grandes diffusions et les composites hautes performances [21].

I.2.2.1 Matériaux composites de grande diffusion:

Les matériaux composites à grande diffusion offrent des avantages essentiels, qui sont: optimisation des coûts par diminution des prix de revient, leur composition de polyester avec des fibres de verre longues ou courtes (sous forme de mat ou tissu) et la simplicité du principe d'élaboration du matériau (moulage par contact, SMC et injection)

I.2.2.2 Matériaux composites de hautes performances:

Les matériaux composites à hautes performances sont utilisés dans le domaine d'aéronautique où le besoin d'une grande performance déduite des hautes valeurs

ajoutées.

Les renforts sont plutôt des fibres longues. Le taux de renfort est supérieur à 50%.

Ces composites sont élaborés par les procédures suivantes :

➤ □ Drapage autoclave, enroulement filamentaire, RTM.

➤ □ Beaucoup de procédés encore manuels.

➤ □ MM, CMC

I.2.3 Caractéristiques générales des matériaux composites:

Type de composite	Constituants	Domaines d'application
1. Composites à matrice Organique(CMO) Papier, carton Panneaux de particules Panneaux de fibres Toiles enduites Matériaux d'étanchéité Pneumatiques Stratifiés Plastiques renforcés	Résine/charges/fibres cellulosiques Résine/copeaux de bois Résine/fibres de bois Résines souples/tissus Elastomères/bitume/textiles Caoutchouc/toile/acier Résine/charges/fibres de verre, de carbone, etc. Résines/microsphères	Imprimerie, emballage, etc. Menuiserie Bâtiment Sports, bâtiment Toiture, terrasse, etc. Automobile Domaines multiple
2. Composites à matrice Minérale Béton Composite carbone- Composite céramique	Ciment/sable/granulats Carbone/fibres de carbone Céramique/fibres céramiques	Génie civil Aviation, espace, sports, biomédecine, etc. Pièces thermomécaniques

3. Composites à matrice Métallique	Aluminium/fibres de bore Aluminium/fibres de carbone	Espace
4. Sandwiches Peaux Ames	Métaux, stratifiés, etc. Mousses, nids d'abeilles, balsa, plastiques renforcés, etc	Domaines multiples

Tableau I.1: Exemples de matériaux composites, pris au sens large. [22]

I.2.4 Constituants :

Un matériau composite constitue de deux composantes la matrice et le renfort et chacun elle a son rôle

-les procédé de fabrication des composite :

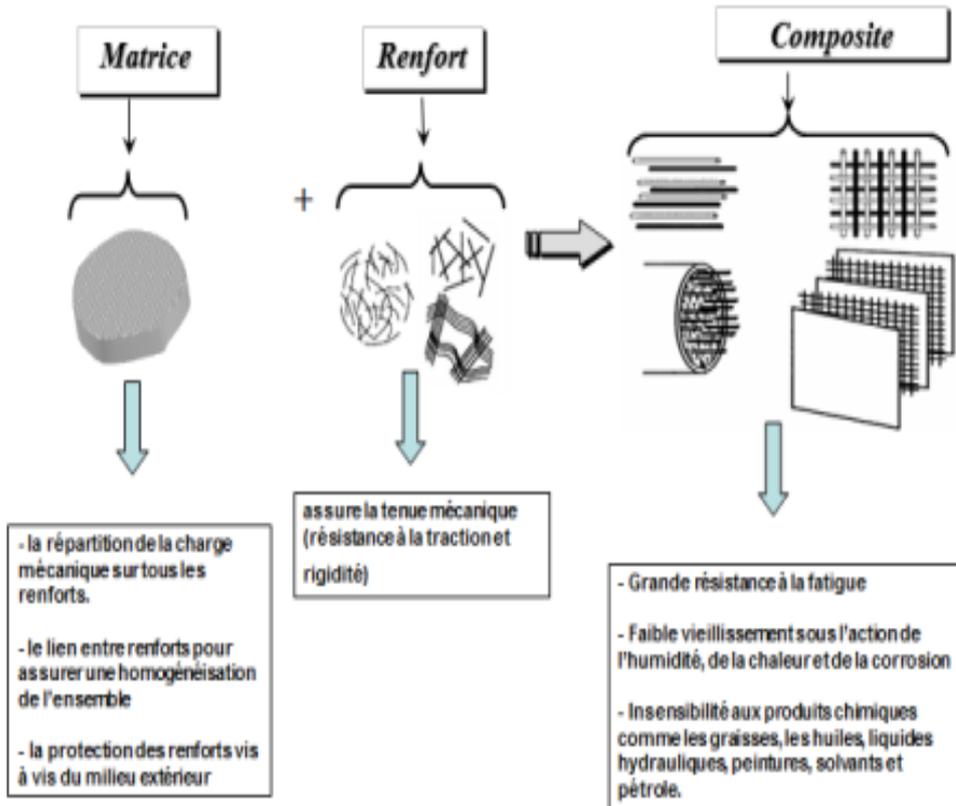


Figure I.1: Différents constituants d'un matériau composite.

I.2.4.1 La matrice :

Quand dit un matériau composite, directement en comprendre que se matériau compose de deux matières déférents dans ce chapitre parlons sur les matériaux composites, leur composant, types et leur caractéristiques.

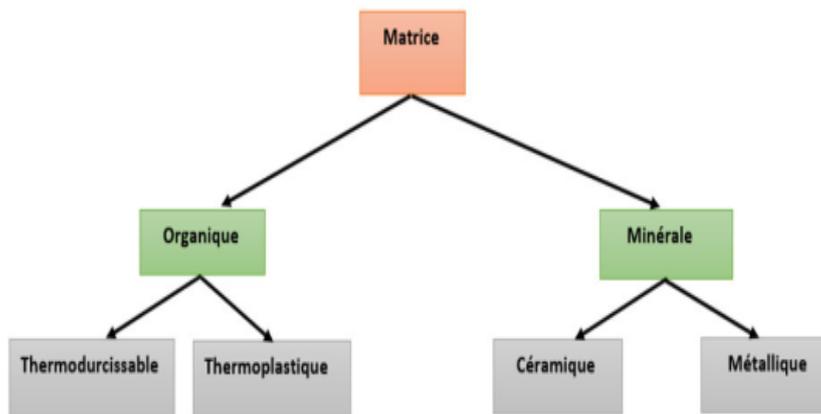


Figure I.2: Classification des matrices. [23]

I.2.4.1.1 Les matrices organiques :

Les matrices en polymère de synthèse sont les plus couramment rencontrées dans les composites de grande diffusion. Associées à des fibres de verre, d'aramide ou de carbone.

-Résine thermoplastique : mise en forme peu chauffage durcissent au cours du refroidissement alors la transformation est réversible

-Résine thermodurcissable : sont mis es forme et se polymérisent selon le forme souhaitée to transformation irréversible.

I.2.4.1.2 Matrice minérale :

• D'autre part en trouve to matrice Minérale qui a deux types de matrice se sont :

- Les matrices métalliques
- Les matrices thermiques

Les principales différences entre les Matrices (TP) et (TD) sont représentées dans le tableau (I.2).

Matrices	Thermoplastiques (TP)	Thermodurcissables (TD)
Etat de base Stockage	Solide prêt à l'emploi	Liquide visqueux à polymérise
	Illimité	Réduit
Moulage Chauffage+ refroidissement	Chauffage+ refroidissement	Chauffage continu
	Court	long
	Réduite	bonne
	Assez bonne	limitée
	Recyclables	Perdus ou recyclés en charge
Mouillabilité renforts	Difficile	Aisée

Tableau I.2: Principales différences entre les Matrices TP et TD.

I.2.4.2 Les renforts :

Le renfort torve sous forme de fibres dans un matériau composite on a deux formes de fibres soit continue on discontinu (Coupées, Courta) pour leur utilisation.

L'arrangement des fibres, leur orientation permettent de moduler à la carte les propriétés mécaniques des matériaux composites pour obtenir des matériaux allant de matériaux fortement anisotropes à des matériaux isotropes dans un plan [24].

La classification des types de renforts couramment rencontrés est indiquée sur la figure (I.5)

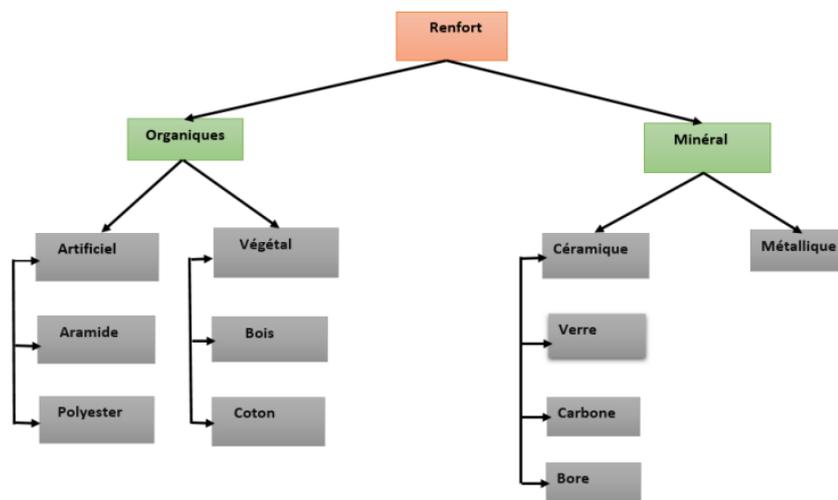


Figure I.3: Les différents types de renfort de base. [25]

1.2.4.2.1 Renfort en fibres discontinues :

Des fibres Courtes, ou particules permettent d'améliorer certain propriétés de la matrice.

1.2.4.2.2 Renfort continu :

Sous forme de fibres longues qui sont généralement utilisées pour des composites HP. Cette forme fibreuse offre une résistance à la rupture et souvent un module d'élasticité beaucoup plus élevée que ceux du même matériau massif, avec une augmentation de la longueur de 10000 fois, ou bien pour le même volume, la surface est multiplié par 100 dans le cas des fibres de verre [26].

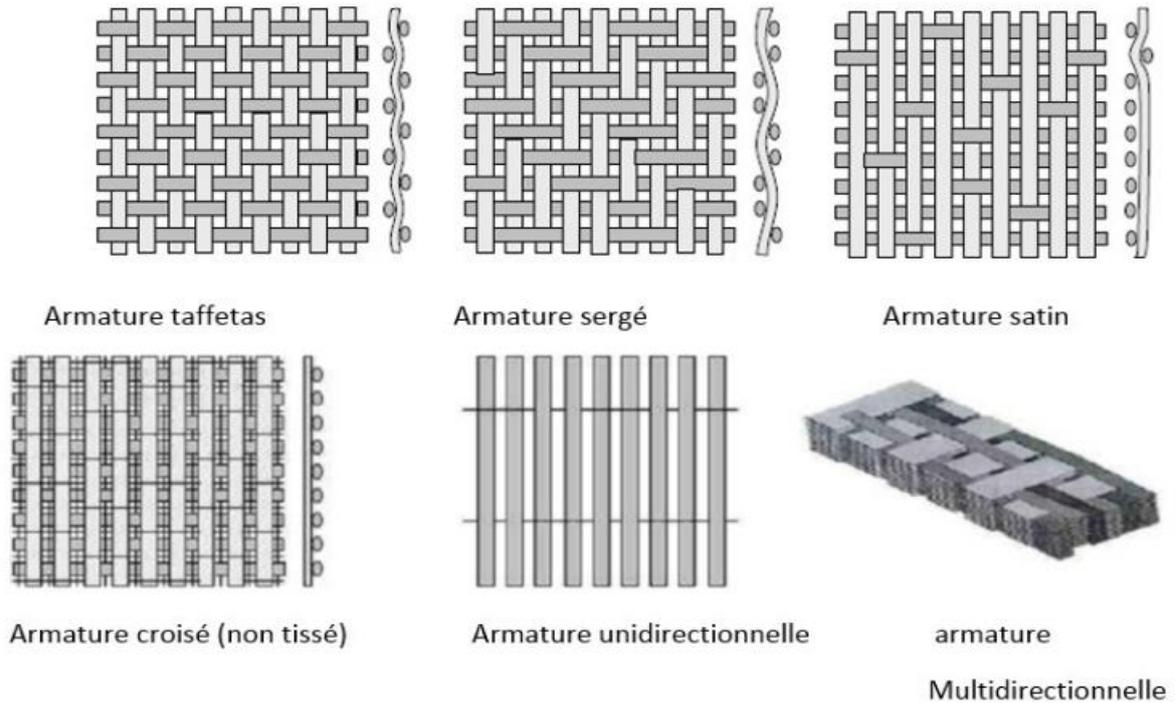


Figure I.4: Différentes formes de renforts continus.

I.2.5 Les procédé de fabrication des composites :

Pour répondre aux besoins de l'industrie il ya nombreuses méthodes de fabrication qui ont été développées.

I.2.5.1 Les technologies en moule ouvert :

I.2.5.1.1 Moulage au contact :

Dans les conditions d'une température ambiante et sans pression. En déposant successivement dans le moule les armures (fibre).

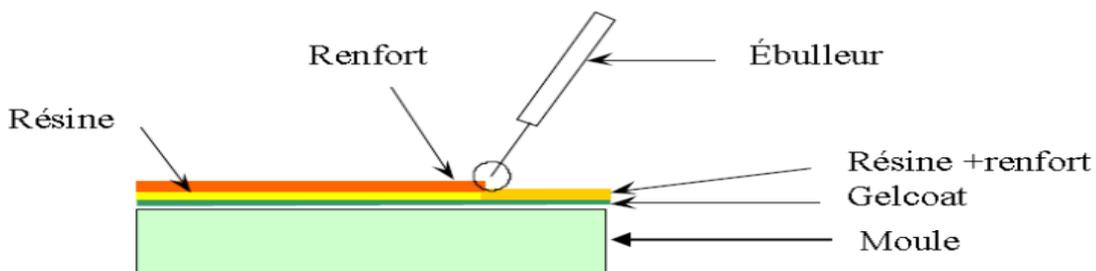


Figure I.5: principe de moulage au contact.

I.2.5.1.2 Moulage par projection simultanée :

La figure ci-après montre la technique de moulage par une projection simultanée.

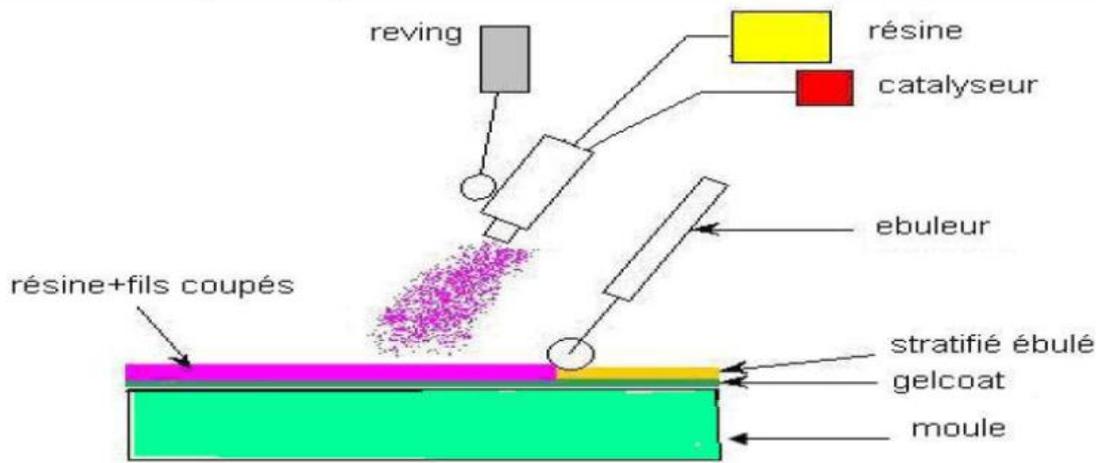


Figure I.6: principe de moulage par projection simultanée. [27]

I.1.5.2 Les technologies en moule fermé :

I.1.5.2.1 Moulage sous vide :

Pour produire des petites séries de pièces on dispose les couches de renfort imprégné sans un moule ouverte.

Le renfort est placé à l'intérieur du moule et la résine catalysée est versée sur ce dernier, une feuille de plastique souple vient couvrir le tout hermétiquement, l'étanchéité est assurée au moyen d'un joint placé sur le périmètre. Le vide est fait sous la feuille de plastique des bulles d'air, fluage de l'excédent de résine qui est absorbé par un tissu de pompage. L'ensemble est ensuite soumis à polymérisation en étuve ou en autoclave. La résine peut également être injectée par l'aspiration consécutive au vide.

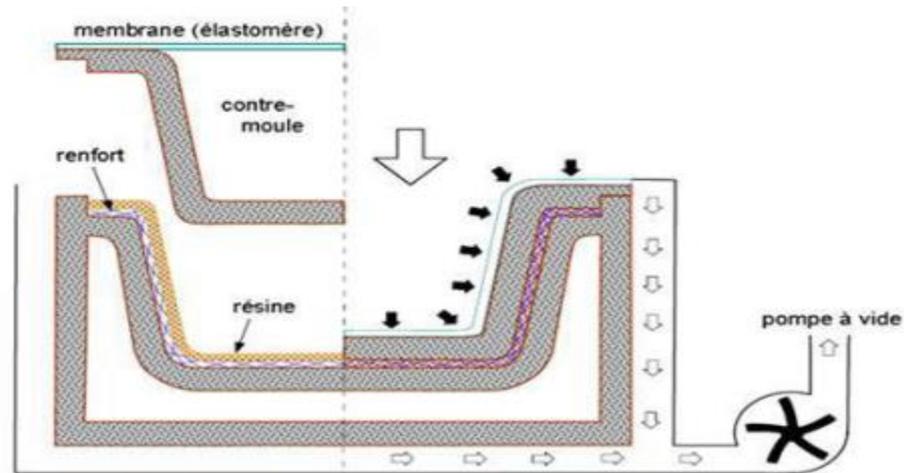


Figure I.7: Moulage sous vide.

I.2.5.2.2 Moulage par injection basse pression de résine (RTM) :

Pour ce moulage nous utilisons d'un moule et contre-moule en place le renfort et la résine, accélérée et catalysée puis injectés sous pression faible 1.5 à 4 bars a travers le renfort jusqu'au remplissage de l'empreinte

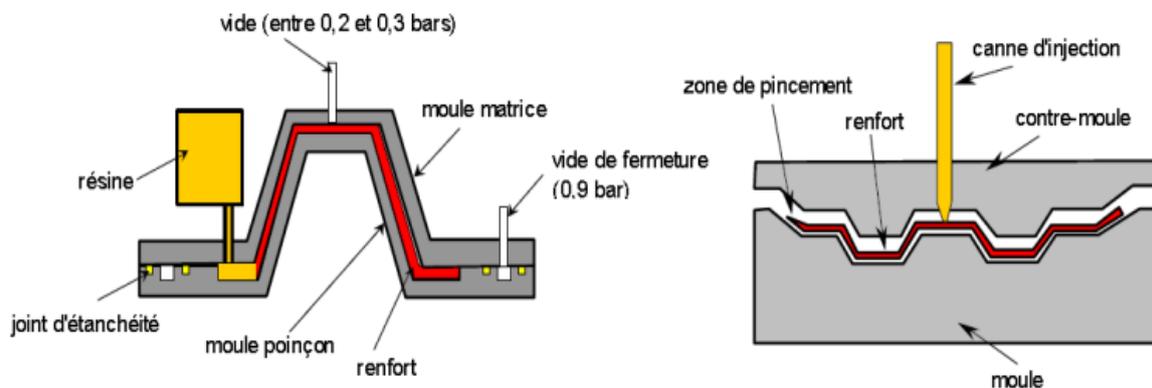


Figure I.8: principe de moulage par injection de résine.

I.2.5.2.3 Moulage par injection de composé BMC :

On utilise ce moulage pour une production en grandes séries et pièces de petites et moyennes tailles, état réalisé entre moule et contre moule chauffé à température entre 130°C a 150°C et sous une pression de 50 à 100 bars.

Moule et contre moule → les deux moule

() (50-100) (130°C - 150°C) → x

I.2.5.2.4 Moulage par compression de mat préimprégné SMC :

Dans cette opération, on utilise une nappe de fils coupés ou continues imprégné par un mélange de résine polyester qui s'appelle le Mat pré imprégné. de charges et d'adjuvants spécifiques divers. Découpé en masse et dimensions déterminées, le mat pré imprégné est moulé à chaud (140 à 160°C) par compression entre un moule et un contre moule en acier usiné.

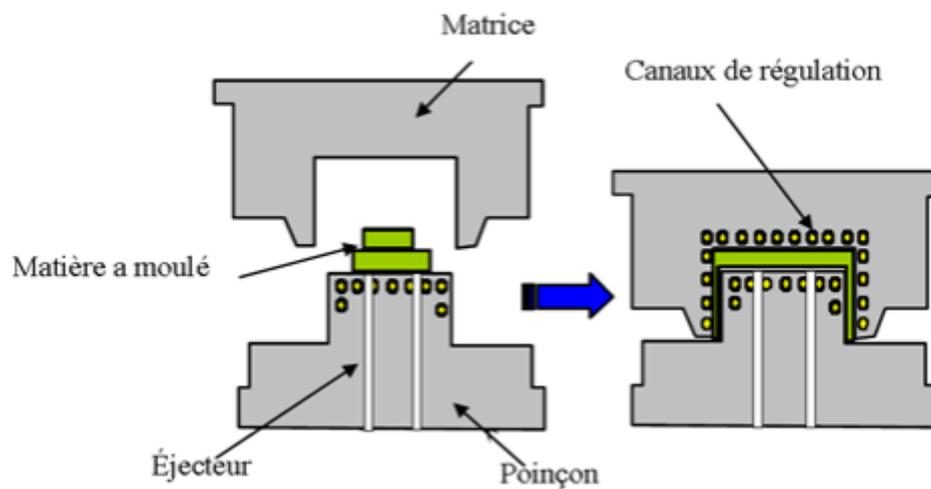


Figure I.9: principe de moulage par compression.

I.2.5.2.5 Moulage par enroulement filamentaire :

Réutilisation de ce procédé c'est pour une fabrication de pièces précises, suivant le schéma ci-après, il peut être intégré dans une chaîne de fabrication en continu, et ainsi autoriser l'obtention de tubes de grande longueur. [28]. l'enroulement est réalisé sur un mandrin de forme démontable, puis polymérisé.

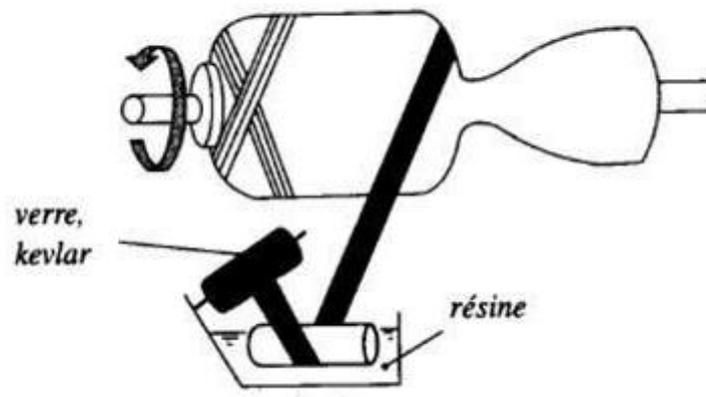


Figure I.10: Enroulement filamentaire. [29]

1.2.6 Les avantages et Les inconvénients :

1.2.6.1 Des avantages :

- **Facilité de mise en forme** : Le matériau durcit et prend un aspect de surface définitif alors qu'il est positionné sur le moule. La réalisation des moules pour ce procédé est également simple et permet donc une grande liberté dans la création des formes qui est notamment mise en œuvre dans les applications liées à la carrosserie (voitures, camions, bateaux, ferroviaire...).

- **Légèreté** : l'utilisation de matériau composite à la place de métaux permet un gain de poids de près de 50 %.

- **Adaptabilité** : localement en adaptant la quantité et le positionnement des fibres dans des zones soumises à de plus fortes contraintes mécaniques.

- **Résistance à la corrosion ou à l'oxydation** : les composites sont peu sensibles à la corrosion et sont très résistants aux attaques chimiques. Cette caractéristique leur donne un avantage important par rapport aux métaux pour la réalisation de réservoirs et d'équipements destinés à un usage extérieur ou en zone humide.

- **Isolation électrique et thermique** : les matériaux composites procurent bon newar d'isolation qui pourrait conduire à une utilisation plus importante dans le bâtiment.

Toutefois, leur emploi massif est freiné à cause de coûts élevés par rapport aux matériaux de construction traditionnels.

1.2.6.2 Les inconvénients :

Les matériaux composites ont nombreux avantages mais également il existe quelques inconvénients ou problèmes qui souvent empêchent leur usage.

- **Coût** : le transfert de la technologie des composites aux produits de grande consommation est lent, à quelques exceptions comme les équipements de sports où la performance prime également sur le coût.
- **Conception et analyse** : Les matériaux composites sont souvent à la fois hétérogènes et anisotropes. Ces deux caractéristiques sont différentes de celles de la plupart des matériaux conventionnels. Elles nécessitent de nouvelles approches, généralement plus compliquées, pour la conception et l'analyse des structures.
- **Assemblage** : Par comparaison entre les matériaux métalliques et les composites on trouve que les derniers ont les plus faibles fragilités ainsi, la redistribution des contraintes autour des sites de concentration telle que le trou est moins efficace. La résistance et la rigidité d'un stratifié ne peuvent pas toujours être entièrement transférées par un joint. Le trou est donc souvent renforcé par des inserts métalliques ou par l'augmentation de l'épaisseur du stratifié dans la partie trouée. De tels renforcements entraînent du poids supplémentaire pour la structure.
- **Tolérance aux dommages** : Les dommages sont souvent des fissurations internes de la matrice, indétectables sur la surface de la structure. Ce type de dommages diminue considérablement la résistance en compression de la pièce endommagée. Les dommages des fibres diminuent la résistance en compression ainsi qu'en traction.

1.2.7 Polymère :

Les polymères ont de nombreuses utilisations dans le domaine des biomatériaux et ceci Les deux plus grandes tendances de l'usage des polymères.

- La recherche de polymères fonctionnels, c'est-à-dire susceptibles d'avoir une fonction chimique particulière à l'interface matériau-tissu vivant, à savoir par exemple

la capacité d'interaction avec les ostéoblastes qui favorise la repousse osseuse ou ligamentaire.

- La recherche de polymères résorbables tels que les copolymères d'acide lactique et d'acide glycolique qui sont utilisables en chirurgie orthopédique traumatologique ou les polyanhydrides et/ou polyaminoacides qui sont utilisés dans les formes retard de diffusion de médicament [30].

I.2.7.1 Les grandes familles de polymère :

➤ Les polymères naturels ou biopolymères :

Des matériaux qui synthétisés par des êtres vivants : végétaux, animaux et microorganismes. La famille la plus importante est celle des polysaccharides comme l'amidon dont les sources principales sont le maïs, le blé et la pomme de terre, la cellulose (papier), la lignine (bois) ou le chitosane (chitine des crustacées). Une autre famille est constituée par les protéines qui sont issus des plantes oléagineuses (colza, tournesol, soja), des protéagineux (pois, féveroles), du son des céréales (gluten du blé) ou de tissus animaux (collagène, gélatine) ou de produits animaux (caséine). Enfin, on pourrait citer les élastomères hydrocarbonés produits par les plantes (caoutchouc naturel) [31].

➤ Les polymères d'origine bactérienne :

Ces polymères sont issus de fermentation par des bactéries (biotechnologie). Il s'agit de la fabrication « in situ » de polymère qui s'accumule dans le cytoplasme de certaines bactéries placées en condition de fermentation. Les matières premières fermentescibles sont principalement les sucres et l'amidon.

➤ Les polymères synthétiques :

on les appelle polymères synthétiques ou chimiosynthétiques en raison de leur mode de fabrication. En effet, celui-ci consiste en une polycondensation (chauffage) de monomères naturels ou identiques aux naturels.

I.2.7.2 Avantage des polymères :

Les avantages des polymères sont les suivants :

- Une bonne stabilité chimique qui explique une excellente résistance à la corrosion.
- Une faible densité qui conduit à des produits particulièrement légers.
- Une mise en forme en règle générale très facile, à relativement basse température, rendant possible la fabrication économique de pièces de formes complexes pouvant intégrer plusieurs fonctions ;
- La facilité et la diversité de conditionnement (fluides plus ou moins visqueux, pâtes, fibres tissées ou non, mousses, solides) ;

I.2.7.3 Inconvénients des polymères :

De toute façon les polymères ont aussi des inconvénients qui limitent leur domaine d'application comme :

Propriétés mécaniques modestes qui interdisent de les employer pour la réalisation de structures subissant des mises en charge importantes ; les composites à matrice organique représentent une des solutions possibles à ce problème ; Faible module d'élasticité qui peut, dans certains cas, constituer un inconvénient, mais dans d'autres, au contraire, représenter un avantage, permettant des déformations importantes sans rupture ;

Limitation en température : pour beaucoup de polymères, les propriétés mécaniques en particulier sont déjà fortement réduites à des températures modérément élevées ; Sensibilité plus ou moins marquée à l'environnement (biodétérioration) ; cette dernière propriété pouvant d'ailleurs être recherchée pour des applications spécifiques ; Absence ou mauvaise radio-opacité ; là encore, cette propriété peut être intéressante pour mieux suivre la réparation tissulaire [32].

I.2.7.4 Exemple d'utilisation :

- ❖ **Polyméthacrylate de méthyle (PMMA) :**

Les acrylates, et en particulier le polyméthacrylate de méthyle, sont utilisés pour la fabrication de diverses prothèses orthopédiques, comme ciment osseux, matériau de remplissage pour la chirurgie plastique, comme lentilles de contact, lentilles implantés ou prothèses de la cornée, ou encore comme prothèses dentaires ou plombage.

Le PMMA est rigide, dur, résistant à la traction et ne se fragmente pas lors d'une cassure. L'absorption d'eau est faible, il y a donc un risque de fissuration. Le PMMA n'est d'ailleurs pas résistant à l'alcool (stérilisation).

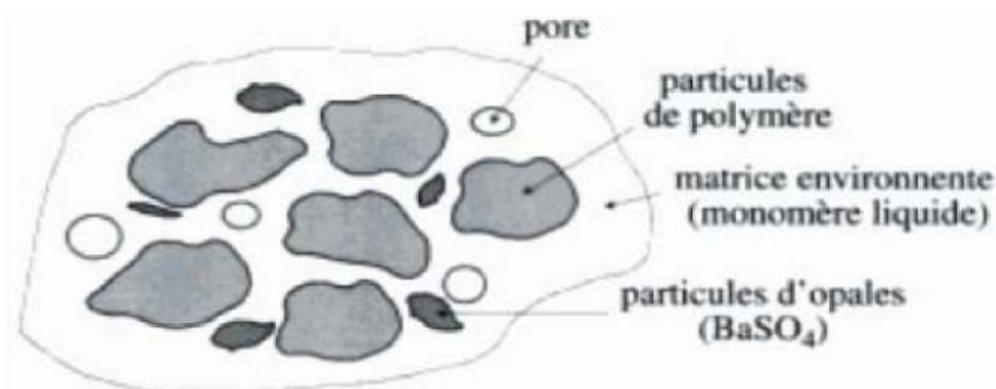


Figure I.11: Structure d'un ciment osseux au PMMA.

Le PMMA est utilisé comme ciment osseux en combinaison avec des endoprothèses; il permet ainsi de remplir des vides entre l'implant et l'os. Les acrylates qui durcissent à l'air ne forment cependant pas de liaisons avec l'os, la transmission des contraintes est donc basée sur l'exactitude des formes. Pour améliorer cette dernière, on essaie d'obtenir des surfaces structurées et rugueuses sur les parties d'implant entrant en contact avec le ciment. L'utilisation de ciment permet au patient de bénéficier très rapidement de la mobilité de l'endoprothèses et d'éviter ainsi la longue période d'alitement, nécessaire pour l'incorporation d'une prothèse sans ciment.

Les propriétés des ciments osseux varient en fonction du type de ciment, de la méthode de production, de la taille des particules et de leur répartition. Si les particules de PMMA non polymérisées sont mal réparties dans la matrice polymérisée, ceci peut conduire à des maxima locaux de tension dans le ciment et peut aller jusqu'à la formation de fissures. La polymérisation s'accompagne en plus d'une diminution du

volume. Tous ces facteurs ont un effet négatif sur l'ancrage ; aux endroits où le ciment est soumis à de fortes contraintes, il peut donc finir par s'effriter. Outre les particules issues de l'abrasion aux zones sensibles de implants (tête/cavité), on trouve aussi de grandes particules de ciment dans les tissus ($\Phi \sim 100 \mu\text{m}$). La résistance à la fatigue du PMMA va de 5 à 25 Mpa. On essaie de compenser ces défauts par des implantations sans ciment ou par durcissement de ces derniers, par exemples moyennant des particules de composite PMMA/vitrocéramique.

La polymérisation est très exothermique et atteint des températures de 124°C . En provoquant la polymérisation dans une phase préliminaire hors du patient, puis en refroidissement avec une solution de Ringer, on tente de limiter les dommages causés aux tissus. Suite à la polymérisation, le ciment peut contenir jusqu'à 10% de bulles d'air. Au vu de la rapidité de la réaction, ne disposent que de 10-12 minutes pour le façonnage. En raison de la toxicité des monomères, le ciment ne devrait pas entrer en contact avec l'os durant les 4-5 premières minutes (phase préliminaire). Comme la polymérisation est incomplète, le risque de nécrose persiste après l'implantation, les monomères non polymérisés pouvant diffuser hors du ciment. On essaie de prévenir de telles réactions tissulaires en mélangeant des antibiotiques. On ajoute aussi des contrastants afin de faire des diagnostics d'écoulement sont non newtoniennes et pseudoplastiques. IL s'agit de considérer ces propriétés lors du remplissage d'une fissure.

Le PMMA présente de bonnes caractéristiques optiques et mécaniques. De ce fait, il convient pour la fabrication de lentilles de contact. Celle-ci sont faciles à découper et peuvent être polies par de la poudre de diamant. La partie intraoculaire d'une lentille peut, par exemple, être fabriquée en PMMA alors que le reste est réalisé en polypropylène [33].

I.3 Les nouveaux matériaux : les biocomposites



Figure I.12 : Le chanvre

Aujourd'hui, on trouve ces composites à base de fibres végétales (biocomposites définis comme des composites partiellement ou totalement dérivés de la biomasse, le caractère biobasé pouvant provenir du renfort et/ou de la matrice) dans les planchers de terrasses, les meubles de jardin, les bardages, les plinthes et huisseries, les pièces d'habillage intérieures d'automobiles. Parmi les différentes sources végétales utilisées, le chanvre est particulièrement performant en raison des propriétés mécaniques de ses fibres longues, mais aussi des qualités agronomiques de la plante. L'innovation sur ces biocomposites se développe fortement depuis une dizaine d'années. L'innovation porte non seulement sur l'utilisation des fibres végétales comme renfort mais aussi sur la mise au point de résines de plus en plus biobasées et enfin sur les interactions entre ces fibres naturelles et les matrices.

Le choix correct du type de fibre et de sa teneur dans le matériau est généralement critique pour la durabilité du composite et détermine son utilité comme matériau d'ingénierie [34]. Les biocomposites peuvent être renforcés avec de la farine/sciure de bois, l'enveloppe du riz, du seigle et du blé (WPC, Wood-Plastic Composites, Figure 2) et/ou des fibres naturelles (NFC, Natural-Fiber Composites, à base de lin, chanvre, coton...).



Figure I.13 : Composite Bois-Plastique (WPC) CC BY-SA 3.0.7 2).

La farine de bois est parfois aussi appelée fibre de bois. La principale différence entre farine de bois, enveloppes de riz, seigle et blé d'une part et fibres naturelles d'autre part est leur forme géométrique et composition chimique. Ainsi, la farine de bois contient des particules qui sont principalement cubiques ou sphériques tandis que les fibres naturelles sont longues (fibreuse) avec un rapport longueur sur diamètre élevé. Les charges organiques telles que l'enveloppe du riz, du seigle et du blé contiennent beaucoup plus de silicates que les fibres de bois ou naturelles.[34] Une des difficultés de la fabrication des biocomposites est de créer une bonne adhésion de la fibre à la matrice polymère.[35] La cellulose, principal composant de la fibre végétale est peu compatible avec les matrices thermoplastiques, en particulier avec le polypropylène très couramment utilisé en plasturgie. La réalisation de composites à base de produits naturels ne peut s'envisager industriellement que par la création d'une filière structurée complète allant du cultivateur au plasturgiste.[36] La variabilité des matières premières nécessite en effet une maîtrise de leur production et transformation, dont dépend la qualité du produit fini.

Les secteurs d'application les plus importants des biocomposites en Europe sont la construction et les pièces intérieures d'automobiles.⁸ Entre 10 et 15% du marché européen des composites est constitué par les WPC et par les NFC. Le volume total des biocomposites (WPC et NFC) s'éleva en 2012 à 352.000 tonnes dans l'Union

européenne.

La production mondiale de WPC devrait augmenter de 2,43 millions de tonnes en 2012 à 3,83 millions de tonnes en 2015.[37] Bien que l'Amérique du Nord soit encore la région de production dominante du monde avec 1,1 million de tonne, devant la Chine (900.000 t) et l'Europe (260.000 t), on prévoit que la Chine aura dépassé l'Amérique du Nord en 2015 avec une production de 1,8 million t. La production européenne devrait croître d'environ 10% par an pour atteindre 350.000 tonnes en 2015.

I.3.1 Propriétés :

Les fibres de chanvre ont des propriétés comparables aux autres fibres techniques.

I.3.1.1 Propriétés mécaniques :

Un procédé mis au point par AFT Plasturgie en France permet d'obtenir avec le chanvre un renforcement voisin de celui que l'on obtient avec la même masse de fibres de verre. Avec une teneur de 30%, on atteint la rigidité extrême d'un compound polymère, mais en revanche le matériau devient plus cassant. Les propriétés de tenue au choc peuvent être nettement améliorées par un traitement avec un agent compatibilisant.

I.3.1.2 Propriétés thermiques :

La tenue thermique des polymères est très nettement améliorée par l'incorporation de fibres de chanvre. La valeur HDT (heat deflection temperature ; température de déflexion thermique) d'un polypropylène passe de 90 °C à 145 °C lorsqu'il est compoundé avec 30% de chanvre. De même, le point de ramollissement Vicat du PVC est augmenté de 5°C dans les mêmes conditions.

I.3.1.3 Isotropie des propriétés :

Les fibres de verre sont orientées dans les flux matière ; selon que l'écoulement est laminaire ou turbulent, elles s'orientent parallèlement ou perpendiculairement au flux entraînant donc une anisotropie des propriétés. Les fibres de chanvre, elles, ne sont pas orientées dans les flux. Les pièces obtenues ont donc des propriétés isotropiques.

I.3.1.4 Impacts environnementaux :

Le fait de charger un polymère comme le PVC avec 30% de fibres naturelles réduit d'autant sa teneur en matière fossile. L'impact écologique est donc important. Si l'on compare un compound renforcé de fibres naturelles par rapport à un compound renforcé de fibres de verre, outre l'absence de toxicité, le faible coût, la faible densité, l'absence d'abrasion et une meilleure stabilité dimensionnelle, on constate de très grands avantages du point de vue du développement durable (Tableau I.3).

	Chanvre	Verre
Consommation énergétique	3,4 MJ	48,3 MJ
Emission de CO₂	0,64 kg	20,4 kg
Emission de SO_x	1,2 g	8,8 g
Emission de NO_x	0,95 g	2,9 kg
DBO (demande biologique en oxygène)	0,265 mg	1,75 mg
DCO (demande chimique en oxygène)	3,23 g	0,02 g

Tableau I.3 : Indicateurs d'impact de la production d'un kg de fibres de chanvre et de verre.

Le Tableau I.4 montre l'impact, d'une diminution de poids d'un kilo due à l'utilisation de fibres de chanvre, sur la vie d'un véhicule consommant 7 litres d'essence si on tient compte de la production et de la combustion de cette quantité.

Economie d'énergie	273 MJ
Diminution d'émission de CO₂	17,76kg
Diminution d'émission de SO_x	5,78 g
Diminution d'émission de NO_x	163 g

Tableau I.4 : Impact de la diminution de poids d'un kilo d'un véhicule due à l'utilisation de fibres de chanvre

Par ailleurs, le chanvre est capable de stocker 0,79 kg de CO₂ par kilo de fibres et de libérer à l'incinération en fin de vie 10 MJ/kg.²

I.3.1.5 Polymères et fibres utilisables

La cellulose qui est le principal constituant des fibres végétales se dégrade à partir de 250°C. Les seuls polymères utilisables comme matrice sont donc ceux dont la température de mise en œuvre reste inférieure à 250°C. Les polymères matriciels les plus courants sont les polyoléfinés, les styréniques et le PVC. Les principales fibres naturelles rentrant dans la composition des matériaux composites incluent la farine d'épicéa, la sciure d'épicéa, le chanvre, le sisal, le lin, le jute et le kéraf.

I.3.2 Avantages et désavantages des biocomposites :

La cause de la grande utilisation des biocomposites c'est leurs avantages point de vue environnemental.

-Leurs faible densité permet de réduire la masse d'un composite pour un volume de renfort équivalent [38]. Cela s'avère être un atout très important lorsque le matériau est transporté. De plus, les plantes stockent du dioxyde de carbone grâce à la photosynthèse (carbone biogénique) [39].

-Le lin est plus avantageux sur la plupart des indicateurs. Cependant, la production de fibres de lin a un impact plus important sur l'eutrophisation de l'eau à cause des engrais, et sa culture nécessite des surfaces agricoles. Les fibres végétales ont également des impacts plus faibles que la plupart des matrices pétrochimiques, ce qui favorise les plus forts taux de fibres. En effet, Xu et al [40] .

-Pour les cas où la pièce composite a une application transportée, la phase d'utilisation représente entre 60% et 90% de la consommation énergétique totale de son cycle de vie [48]. Réduire la masse du produit devient donc le principal levier pour réduire la consommation du véhicule et les impacts associés (Figure 1.57). Boland et al [41].

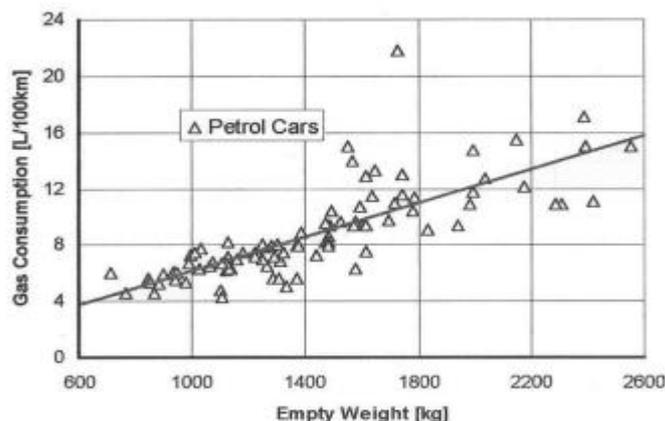


Figure I.14 : Consommation d'un véhicule en fonction de sa masse.

I.3.3 Le recyclage des biocomposites thermoplastiques :

Leur faible viscosité permet une bonne imprégnation des renforts, des températures de mise en œuvre basses ainsi que l'obtention de bonnes propriétés mécaniques [42], on prend l'industrie automobile Par exemple, la directive européenne 200/53/EC imposait la réutilisation et le recyclage d'au moins 85% de la masse d'un véhicule hors d'usage avant 2015.

I.4 les matériaux hybrides

I.4.1 Définition :

Les matériaux hybrides sont constitués de plusieurs matériaux « élémentaires » différents, qui conjuguent leurs propriétés pour améliorer les performances d'un objet. Cette conjugaison peut se faire dans la masse du matériau, le plus souvent à l'échelle de la microstructure (quelques dizaines de microns) et conduit à des matériaux composites. Elle peut aussi uniquement affecter la surface d'une pièce et provenir d'un revêtement ou d'un traitement de surface.

I.4.2 Les stratifiés hybrides :

Un composite stratifié est composé de couches successives que l'on appelle plis. Ces plis peuvent être constitués de fibres de même nature ou de natures différentes. Dans ce dernier cas, on parle de stratifié hybride. Les plis peuvent avoir diverses configurations : fil, mat, tissu, etc

I.4.3 Les catégories des stratifiés hybrides :

- des hybrides intercouches, constitués d'une suite de couches, chacun de nature différente;
- des hybrides intracouches, constitués d'une séquence de plis identiques. Chaque couche comporte.

Différents renforts. Par exemple, la couche peut être un tissu fait de différentes fibres.

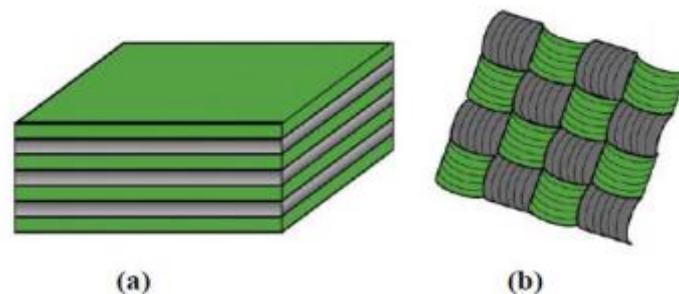


Figure I.15 : Configurations des stratifiés hybrides. (a) Intercouches et (b) intracouches [43].

I.4.4 Caractérisation des séquences hybrides

I.4.4.1 Propriétés en flexion

I.4.4.1.1 Comportement mécanique :

Les plis de lin et de carbone renforcent les composites hybrides, on assiste également à une différence de tendance au niveau des réponses mécaniques en flexion. Le stratifié [CCLL]s, où deux couches de carbone sont placées de part et d'autre des couches de lin, montre un comportement quasi linéaire jusqu'à la rupture. Ce résultat est gouverné par le comportement élastique fragile des fibres de carbone.

I.4.4.1.2 Résistance et rigidité en flexion :

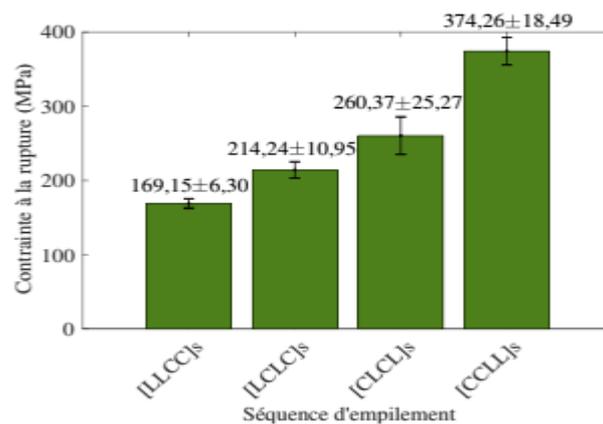
Les valeurs des différentes propriétés de flexion des stratifiés hybrides sont présentées sur la figure I.16.

L'hybride [CCLL]s est la meilleure séquence d'empilement qui permet d'améliorer les propriétés mécaniques en flexion du composite lin par hybridation.

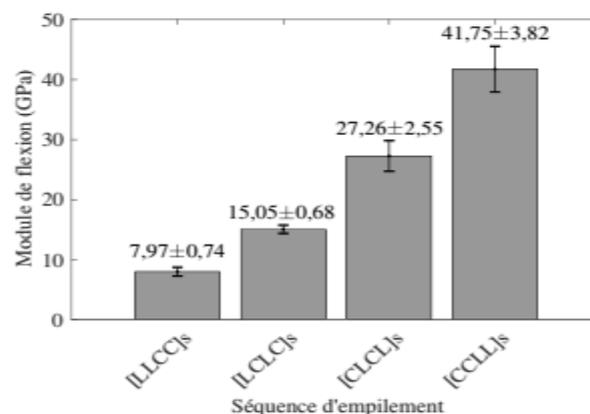
I.4.4.2 Propriétés en indentation

Comme pour les séquences non-hybrides, nous allons d'abord donner les valeurs des différents paramètres liés à l'identification des propriétés d'indentation des stratifiés hybrides telles que le module d'indentation et la dureté. Les résultats montrant l'évolution de ces propriétés en fonction des différentes séquences d'empilement seront ensuite discutés.

- paramètres α et m ;
- profondeurs de pénétration;
- aire de contact projetée;
- raideur de contact.



(a) Contrainte de flexion



(b) Module de flexion

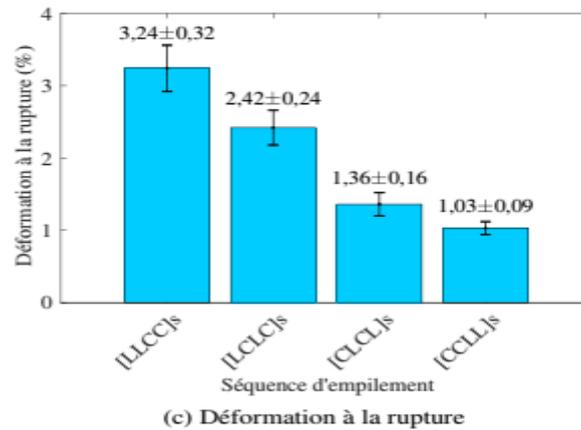


Figure I.16 : évolution des propriétés mécaniques des composites hybrides carbone/lin

II.5 conclusion

Les matériaux composites prennent une importance dans plusieurs domaines d'application grâce à leurs meilleures caractéristiques. Dans ce chapitre, nous avons exposé leurs utilisations et ses différentes caractéristiques.



Chapitre II
Phénomènes
d'endommagements

II.1 introduction :

Dans ce chapitre, nous allons étudier certains aspects mécaniques liés aux mécanismes d'endommagement des matériaux composites et ses constituants, en particulier l'interface fibre-matrice

II.2 Définition :

Sous l'effet d'une sollicitation, un matériau peut créer des nouvelles surfaces, ce phénomène est appelé l'endommagement, c'est l'augmentation de la taille ou nombre de fissures, Ceci engendre une diminution des caractéristiques mécaniques du système qui mène à sa ruine.

L'endommagement est l'apparition dans un matériau des fissures causées par l'usure suite à une attaque physique ou chimique. Il conduit à une dégradation de ses capacités physiques pouvant conduire à la rupture.

II.3 Mécanisme d'endommagement des composites :

Lorsqu'ils sont soumis à des contraintes externes, les matériaux composites subissent des différents types de dégradation résultant de l'endommagement locale au niveau de la matrice, des fibres et de l'interface. Généralement ces mécanismes se produisent simultanément réduisant ainsi les propriétés mécaniques des matériaux composites. Les mécanismes de dégradation se développent suivant la nature des matériaux et les conditions de sollicitations mécaniques imposées. Dans un matériau composite, la redistribution des contraintes et par conséquent le processus de rupture résultant, dépend principalement de la contrainte à la rupture des fibres, de la capacité de la matrice à absorber l'énergie libérée de la propriété, de l'interface de fibre-matrice de la fraction volumique ainsi que de l'état et des conditions des sollicitations mécaniques imposées. [44]. Les modes de dégradation des composites stratifiés ont fait l'objet de nombreuses études expérimentales et sont aujourd'hui clairement identifiés.

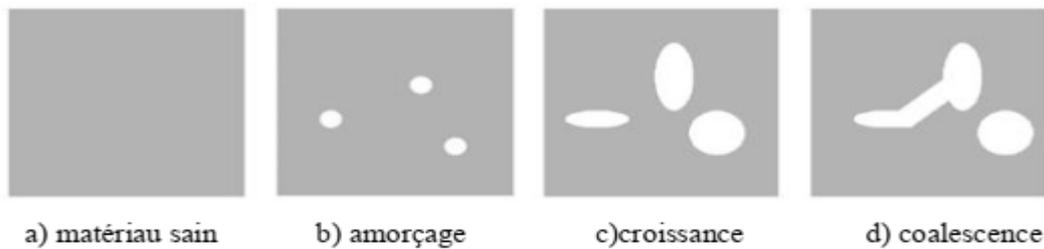


Figure II.1 : Phase de l'endommagement d'un matériau.

Généralement, dans le scénario d'endommagement d'une éprouvette constituée de l'empilement de plis unidirectionnels, on distingue plusieurs phases.

II.3.1 Décohésion fibre-matrice :

Dans la pratique même après avoir choisi les constituantes fibres et matrice avec soin en les soumettant à des contrôles précis, dont leur interface issue de leur interaction ne peut être totalement maîtrisée par les efforts d'analyse et de prévision. Dans le cas particulier où les fibres sont discontinues, la zone interfaciale est le siège d'initiation de fissures devient critique à l'accumulation de l'endommagement (Figure II.18). Cela est dû essentiellement à l'efficacité du transfert de charges à l'interface fibre-matrice ainsi qu'à la concentration des contraintes aux extrémités des fibres. Le comportement de l'interface fibre-matrice dépend essentiellement de ses propriétés mécaniques comparées à celles des fibres et de la matrice. Généralement la décohésion a lieu dans deux cas :

- ✓ Lorsque la cohésion est inférieure à la contrainte de cisaillement à la rupture de la matrice.
- ✓ Lorsque l'adhérence fibre-matrice est faible : dans ce cas, la rupture de la matrice traverse sans qu'il y ait rupture de fibre mais avec décohésion de l'interface fibre-matrice.

Dans le cas d'une adhérence fibre-matrice élevée la rupture initiée soit par rupture de fibre soit par rupture de la matrice, induit en front de fissure des concentrations de contraintes conduisant à une propagation de la rupture successivement dans les fibres et dans les matrices.

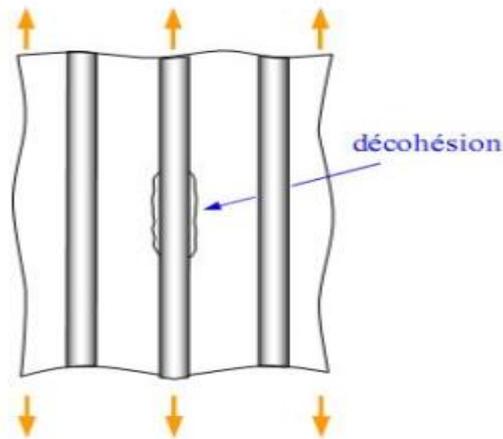


Figure II.2 : Décohésion fibre-matrice.

- ✓ La décohésion entre les fibres et les matrices et la microfissuration matricielle.
- ✓ L'apparition de fissures transverses, parallèles aux fibres et traversant le pli, résultant de la coalescence de micro dommages.
- ✓ L'apparition et l'évolution micro délaminages en pointe de fissure transverse au niveau des interfaces entre plis.
- ✓ La ruine finale du stratifié par rupture de sollicitations et la stratification.

II.3.2 Fissuration Matricielle :

Dans la matrice, la fissuration peut être transverse ou longitudinale (Figure II.19). La première se produit lorsque la contrainte en traction dans la matrice atteint la contrainte de rupture de la matrice, alors que la seconde a lieu lorsque la contrainte de cisaillement dans la matrice atteint la contrainte en cisaillement à la rupture généralement au voisinage d'une fibre. Ce dernier mode de rupture appelé « Splitting » se produit lorsque la contrainte de décohésion est supérieure à la contrainte de cisaillement à la rupture de la matrice. Dans le cas des composites industriels à fibres de verre, les performances à la rupture peuvent être limitées par une déformabilité trop faible de la matrice. Il apparaît donc nécessaire d'adapter au mieux les propriétés de la matrice à celles des fibres pour optimiser les performances à la rupture des matériaux composites.

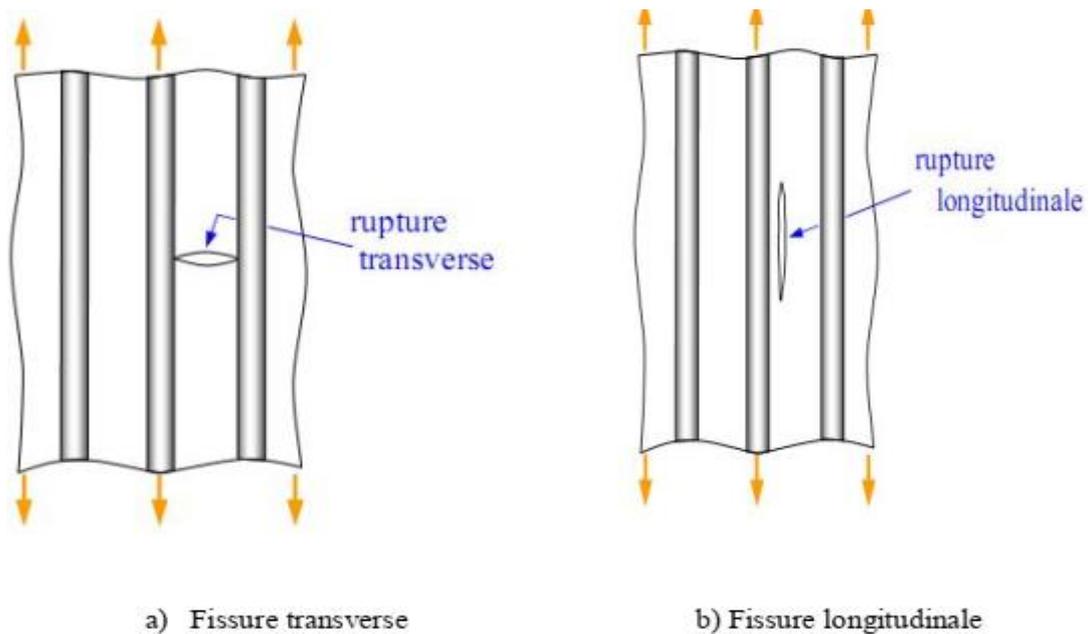


Figure II.3 : Fissuration de la matrice.

II.3.3 Délaminage :

Dans le cas d'un stratifié ou multicouche, aux mécanismes élémentaires précédemment décrits s'ajoute un mécanisme de rupture entre couches appelé rupture par « délaminage » ce type d'endommagement dépend de la nature de constituants, de l'architecture des couches et du mode de sollicitation mécanique imposé (Figure II.20). Le délaminage qui apparaît après la phase d'endommagement intra laminaire commence souvent sur les bords avant de s'étendre sur toute l'éprouvette. Il correspond d'une fissuration qui a tendance à séparer les plis ou les couches du composites [45].

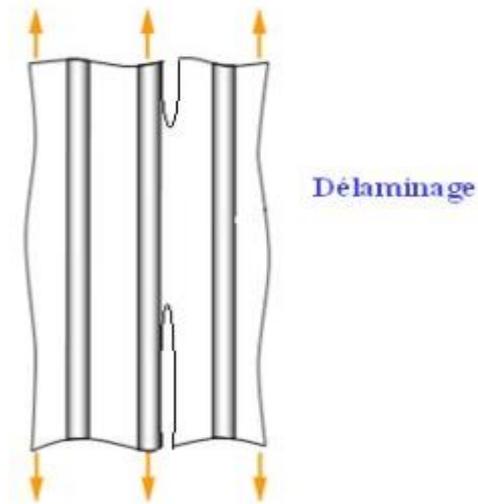


Figure II.4: Délaminage d'un composite.

II.3.4 Rupture de la Fibre :

Dans certains cas, l'endommagement dans les composites est initié par une rupture de la fibre. Cela se produit en générale lorsque l'orientation des fibres coïncide plus ou moins avec l'axe de sollicitation du matériau composite. La rupture aura lieu lorsque la contrainte de rupture de la fibre est atteinte. L'endommagement se produit et ne cesse de se progresser à mesure que la contrainte est appliquée ce qui provoque ainsi la rupture de la matrice et de la fibre jusqu'à la rupture totale du matériau (Figure II.21).

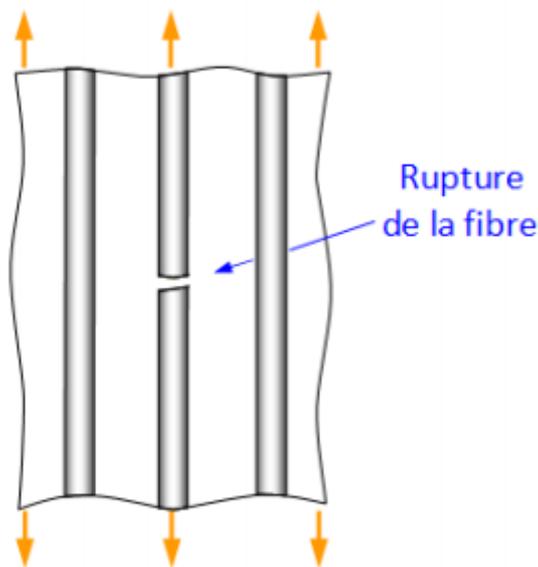


Figure II.5 : Rupture de la fibre.

II.4 Mesure de l'endommagement :

Dans certains cas, il est facile de mesurer une grandeur caractéristique de l'endommagement : l'usure d'une surface est mesurée par l'épaisseur de matériau disparu.

Les propriétés des différentes phases (matrice, fibres, interface, charges, inclusions) influencent considérablement le comportement du matériau ainsi que la cinétique de chacune des phases, à savoir l'amorçage la croissance et la coalescence de l'endommagement. L'étude de l'endommagement passe forcément par les mesures directes ou indirectes suivantes :

II.4.1 Mesure directe :

L'analyse de surface d'éprouvette présente cependant des inconvénients. L'état de contraintes est différent de celui présent au cœur ce qui entraîne un endommagement moindre. Le dépôt de repères (une grille par exemple) sur la surface permet d'accéder à la déformation locale. Cette pratique destructive pour l'échantillon nécessite plusieurs éprouvettes déformées à deux différents cas. Le suivi d'une même zone n'est pas assuré. La tomographie par rayons X permet aussi d'obtenir des images tridimensionnelles à partir d'une série de radiographies X. Le principe de la tomographie X basée sur l'absorption. L'échantillon à analyser est placé dans un faisceau de rayon X d'intensité I_0 l'intensité transmise I et donc le nombre de photons dépend des propriétés d'absorption du matériau traversé suivant la loi de Beer-Lambert :

$$I = I_0 e^{-\mu x} \quad (\text{II.1})$$

Le coefficient d'atténuation μ dépend du matériau traversé ainsi que de la longueur d'onde de la poutre.

II.4.2 Mesure indirecte :

Les méthodes de visualisation directe évoquées précédemment ne sont pas toujours faciles à mettre en œuvre notamment pendant le suivi de l'endommagement de pièces en service. La mesure de certaines grandeurs physiques permet d'évaluer l'état

d'endommagement de façon plus globale et la création de discontinuités dans le matériau entraîne une perte de rigidité de l'échantillon. Cette dernière est mesurable lors d'essais de traction en déchargeant, l'éprouvette ce qui offre une manière simple de quantifier l'endommagement.

$$D_E = 1 - \frac{K}{K_i} \quad (\text{II.2})$$

Le paramètre d'endommagement étant directement relié à la perte de rigidité (raideur) k , K_i représentant la raideur initiale de l'échantillon.

Analogiquement, l'endommagement peut être estimé par la diminution de la densité ρ du matériau (D_ρ). La porosité et la croissance des pores explique cette réduction (D_E). Les deux paramètres D_E et D_ρ suivent des évolutions différentes dans un composite à matrice. Les méthodes présentées ici permettent de quantifier l'endommagement. Par contre elles ne permettent pas de spécifier à priori le mode amorçages ou croissance, rupture d'inclusion ou d'interface d'endommagement

II.5 Scénarios d'endommagement :

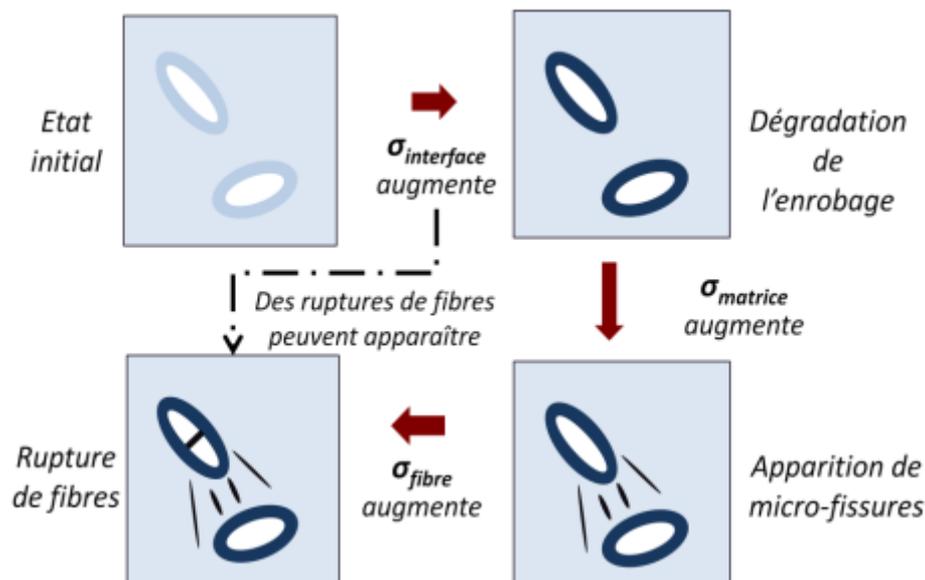


Figure II.6 : Scénario standard de l'évolution de l'endommagement au sein du VER.

Cette section vise à résumer le couplage entre le modèle multi-échelles et les lois d'évolution des différents mécanismes d'endommagement. L'implémentation de ces mécanismes est fidèle aux observations expérimentales d'Arif [46-48].

Dans le scénario proposé, le premier mécanisme d'endommagement activé est la rupture des interfaces. Une dégradation significative de ces interfaces induit nécessairement, au travers de la réduction du transfert des charges, une diminution des contraintes dans les fibres. Tant que ces interfaces n'ont pas atteint un endommagement critique, les contraintes dans les fibres sont encore importantes et le mécanisme de rupture peut encore être activé. Une fois que les interfaces sont sévèrement endommagées, le transfert de charge est dégradé. Il induit donc un niveau de contrainte faible dans les fibres. La contrainte macroscopique est par conséquent majoritairement supportée par la matrice, ce qui favorise le mécanisme de fissuration de la matrice. Une cinétique d'endommagement calibrée permet l'évolution de cette fissuration, en suivant une accélération de sa cinétique. En effet, l'apparition de vides se fait au détriment de la fraction volumique de matrice, ce qui tend à augmenter encore le niveau de contrainte dans cette phase (report de charge). Une évolution exponentielle de l'endommagement par fissuration traduit alors la coalescence des fissures et la méso-fissuration, menant à la ruine finale du matériau.

De plus, ce scénario est également sensible aux conditions environnementales, dont notamment la température et l'humidité relative. Ainsi, les paramètres des critères d'endommagement évoqués sont susceptibles d'être modifiés en conséquence. L'une des pistes pour intégrer l'effet de l'humidité relative de manière intrinsèque est proposée par Billon [49]. Il s'agit d'intégrer les équivalences des effets couplés entre vitesse de déformation et température ($T-T_g$).

II.6 Les modèles analytique

II.6.1 Modèle de Cox :

Modèle de Cox est largement utilisé en analyse de cisaillement de l'interface. Il permet d'évaluer l'effet de différentes variables sur la durée de survie. En particulier, il est intéressant quand s'agit des variables continues.

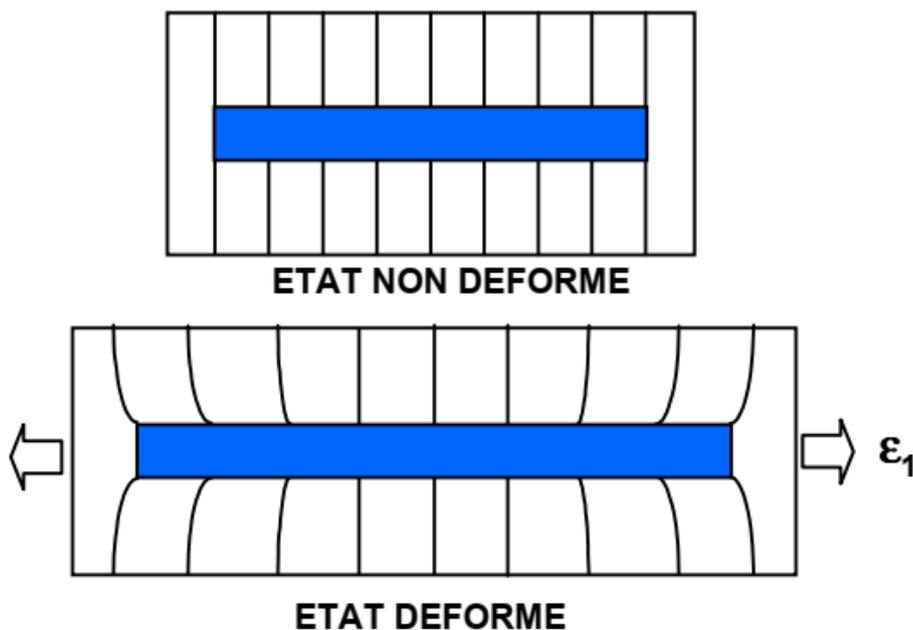


Figure II.7 : Volume Élémentaire Représentatif.

Le schéma précédent est constitué d'un fragment de fibre de rayon a enrobée dans un cylindre de matrice dont le rayon R est fixé par la fraction volumique de fibres v_f , et les hypothèses faites sur l'arrangement des fibres. Ce V.E.R. est soumis à ses extrémités à une déformation en traction ϵ_1 . Seules les composantes axiales des contraintes générées dans la fibre et la matrice sont considérées. Il s'agit donc d'une approche mono-dimensionnelle dans laquelle la contrainte axiale dans une section donnée de la fibre est en outre supposée uniforme [50].

La fibre et la matrice sont supposées parfaitement élastiques et la liaison fibre/matrice parfaite.

II.6.1.1 Profils de contrainte dans la fibre et à l'interface :

-Equilibre des forces de cisaillement :

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

$$2\pi r \tau dx = 2\pi a \tau_i dx$$

Où τ et τ_i sont respectivement la contrainte de cisaillement dans la matrice et la contrainte de cisaillement à l'interface. Soit :

$$\tau = \frac{a\tau_i}{r} \quad (\text{II.3})$$

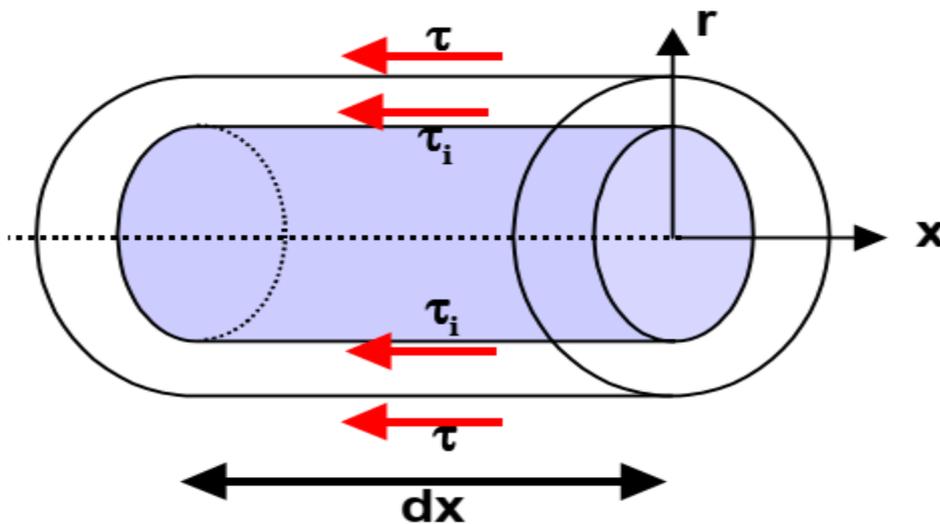


Figure II.8 : Equilibre élastique de la matrice en cisaillement.

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

$$\gamma = \frac{dw}{dr} = \frac{\tau}{G_m} = \frac{a\tau_i}{G_m r}$$

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

$$\int_a^R dw = \frac{\tau_i a}{G_m} \int_a^R \frac{dr}{r}$$

$$w_R - w_a = \frac{\tau_i a}{G_m} \ln(R/a)$$

Soit:

$$\tau_i = \frac{G_m(w_R - w_a)}{a \ln(R/a)} \quad (\text{II.4})$$

➤ **Equilibre des contraintes dans une portion dx de fibre :**

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

$$\pi a^2 d\sigma_f = -2\pi a \tau_i dx$$

$$\frac{d\sigma_f}{dx} = -\frac{2\tau_i}{a} \quad (\text{II.5})$$

Ce qui permet d'écrire:

$$\frac{d^2\sigma_f}{dx^2} = -\frac{2}{a} \frac{d\tau_i}{dx}$$

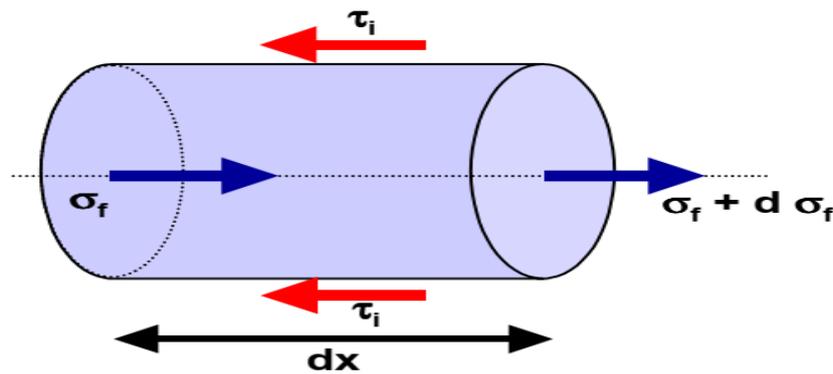


Figure II.9 : Equilibre élastique d'une portion de fibre.

D'après (2) on obtient:

$$\frac{d\tau_i}{dx} = \frac{G_m}{a \ln(R/a)} \left(\frac{dw_R}{dx} - \frac{dw_a}{dx} \right)$$

Pour $r = R$, on suppose que la déformation de la matrice est égale à la déformation appliquée ϵ_1 :

$$\frac{dw_R}{dx} = \epsilon_m = \epsilon_1$$

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

$$\frac{dw_a}{dx} = \epsilon_f = \frac{\sigma_f}{E_f}$$

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

$$\frac{d^2\sigma_f}{dx^2} = \frac{\beta^2}{a^2} (\sigma_f - E_f \epsilon_1) \quad \text{Avec} \quad \beta^2 = \frac{2G_m}{E_f \ln(R/a)} \quad (\text{II.6})$$

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

Contrainte axiale dans la fibre:

$$\sigma_f = E_f \varepsilon_1 \{1 - \cos h(\beta x/a) : \cos h(\beta s)\} \quad (\text{II.7})$$

Contrainte de cisaillement à l'interface :

$$\tau_i = \frac{1}{2} \beta (E_f \varepsilon_1 \sin h(\beta x/a) / \cos h(\beta x)) \quad (\text{II.8})$$

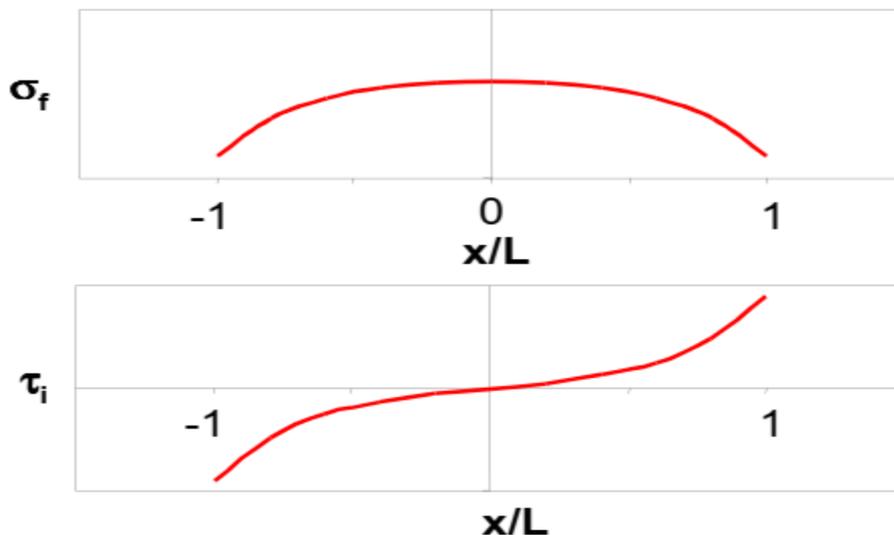


Figure II.10 : Modèle de Cox; Profils de contrainte dans la fibre (σ_f) et à l'interface (τ_i).

Sur ce schéma, on voit que le développement de contraintes de cisaillement aux extrémités de la fibre se traduit par une mise en charge progressive de celle-ci en traction. Les efforts sont donc bien transférés de la matrice vers la fibre.

II.6.2 Modèle de Kelly-Tyson :

Se les concentrations de contraintes sont limitées par le seuil de plasticité de la matrice ou la mise en glissement de l'interface. Par ailleurs, l'approche élastique n'est plus valable dès lors que la contrainte de traction dans la matrice excède sa limite

d'élasticité. Ces phénomènes ont été mis initialement en évidence par Kelly et ses collaborateurs dans le cas de composites à matrice de cuivre renforcés par des fibres de Tungstène et de Molybdène. La très faible limite d'élasticité de la matrice se traduit alors, sous chargement de traction, par le développement précoce et progressif d'une zone de déformation plastique à partir des extrémités de la fibre [50].

II.6.2.1 Profils de contrainte dans la fibre et à l'interface :

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

$$\sigma_f = \frac{2\tau_i}{a}(L - x)$$

Cette relation s'applique également au cas où le mécanisme physique mis en jeu aux extrémités de la fibre correspond à un frottement à contrainte constante. En ce sens, l'utilisation du modèle de Kelly peut être étendue aux composites à matrice élastique dans lesquels le renforcement s'effectue par glissement à l'interface. La déformation dans la fibre ne peut excéder la déformation du composite, ce qui signifie que la contrainte σ_f augmente linéairement (cf équation précédente) à partir de l'extrémité de la fibre, jusqu'à la valeur $E_f \epsilon_1$ si la fibre est suffisamment longue. Cette dernière condition correspond au critère suivant :

$$L_i \geq \frac{aE_f \epsilon_1}{2\tau_i} \quad (\text{II.9})$$

où L_i est une longueur dite *ineffective* correspondant à la portion de fibre dans laquelle la contrainte de traction n'a pas encore atteint sa valeur maximale $\sigma_{f\max} = E_f \epsilon_1$.

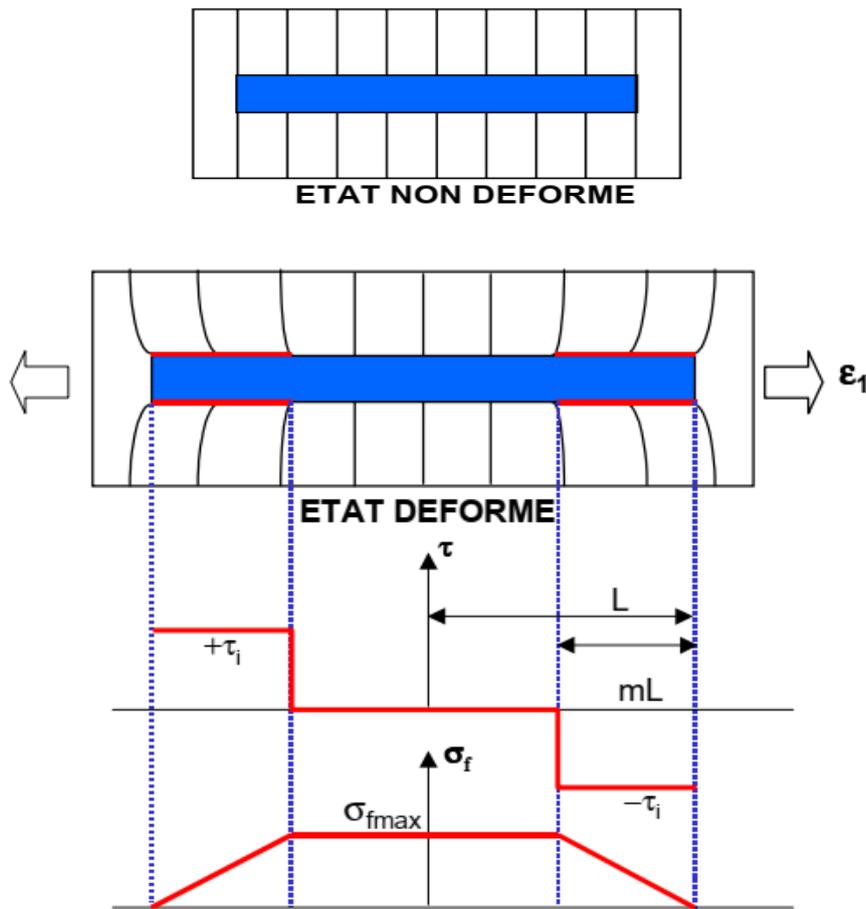


Figure II.11 : Modèle de Kelly -Tyson

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

II.6.2.2 Relation contrainte déformation :

De la même façon que pour le modèle de Cox, la relation contrainte/déformation du composite peut être déduite du calcul de la contrainte moyenne dans le VER :

$$\overline{\sigma_1} = V_f \overline{\sigma_f} + V_m \overline{\sigma_m}$$

➤ **Cas 1 : matrice élastique, $m < 1$:**

Tant que $m < 1$, La contrainte moyenne dans la fibre est donnée par :

$$\overline{\sigma}_f = \sigma_{f \max} (1 - m/2)$$

Soit :

$$\overline{\sigma}_1 = v_f \sigma_{f \max} (1 - m/2) + v_m \overline{\sigma}_m$$

Dans la portion centrale du V.E.R., la déformation de la fibre et de la matrice sont identiques et égales à la déformation ε_1 du composite :

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma_{f \max}}{E_f}$$

$$\overline{\sigma}_m = E_m \varepsilon_1$$

En considérant que $\sigma_{f \max} = 2s\tau_i$, la relation contrainte déformation du composite peut s'écrire:

$$\overline{\sigma}_1 = (v_f E_f + v_m E_m) \varepsilon_1 - \frac{v_f E_f^2 \varepsilon_1^2}{4\tau_i s}$$

(II.10)

➤ **Cas 2: matrice élastique, $m=1$:**

La relation ci-dessus n'est valable que tant que $m \leq 1$, c'est à dire en dessous d'une valeur limite ε_{1p} de la déformation. Cette dernière peut être calculée en considérant que $\sigma_{f \max} = 2s\tau_i$:

$$\varepsilon_{1p} = \frac{2s\tau_i}{E_f}$$

Lorsque $m = 1$, il se produit une saturation du transfert de charge dans la fibre et c'est la matrice qui encaisse le surcroît de contrainte appliquée. Dans ce cas $\bar{\sigma}_f = \sigma_{f \max}/2$, et la relation contrainte déformation devient :

$$\sigma_1 = v_f s \tau_i + v_m E_m \varepsilon_1 \quad (\text{II.11})$$

➤ **Cas 3 : matrice plastique, $m < 1$:**

Dans le cas de composites à matrices métalliques, la limite d'élasticité de la matrice, σ_{mp} , est souvent atteinte avant la rupture des fibres. Le transfert de charge s'effectue par déformation plastique à l'interface pour une contrainte τ_p voisine de $\sigma_{mp}/2$. Tant que $\varepsilon_1 < \varepsilon_{mp}$, la courbe contrainte déformation suit encore la relation (10). Au delà, la matrice se plastifie et la contrainte moyenne dans la matrice est alors donnée par σ_{mp} plutôt que par $E_m \varepsilon_1$. On a alors :

$$\sigma_1 = v_f E_f \varepsilon_1 \left(1 - \frac{E_f \varepsilon_1}{2 \sigma_{mp} s} \right) + v_m \sigma_{mp} \quad (\text{II.12})$$

➤ **Cas 4 : matrice plastique, $m=1$:**

On remplace tout simplement $E_m \varepsilon_1$ par σ_{mp} dans l'expression (II.11).

II.7 Théorie de Weibull :

L'adaptation d'une loi de type Weibull, nommée d'après en 1951 [51], sert ici à donner un caractère probabiliste aux critères de ruptures. Ainsi, à chaque incrément de temps, l'endommagement augmentera d'un certain montant compris entre 0 et 1, déterminé par les champs locaux et par une loi de Weibull à deux paramètres. Cette loi probabiliste a pour densité de probabilité p et pour une fonction de répartition F décrites dans l'équation (II.13).

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

Sa fonction de fiabilité est :

$$R(t) = e^{-(t-\gamma/\eta)^\beta} \quad (\text{II.13})$$

Avec les paramètres de signification :

γ, β, η définissent la distribution de Weibull.

On utilise trois paramètres :

β : Paramètre de forme ($\beta > 0$)

η : paramètre d'échelle ($\eta > 0$)

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

II.8 Simulation de Monté-carlo :

La simulation de Monté-carlo est le moyen le plus coûteux, mais certainement le plus robuste pour l'évaluation de la probabilité de défaillance, surtout pour des comportements complexes. Les simulations permettent d'obtenir des résultats de référence et de contrôler les autres types d'approximation. Le résultat est simplement une estimation de la probabilité de défaillance accompagnée d'une évaluation de la variance. Il est à noter que les simulations ne fournissent aucune information supplémentaire sur le point de défaillance et les facteurs d'importance des variables aléatoires. Les tirages se font dans l'espace standard ; la transformation probabiliste permet de passer à l'espace physique. Pour chaque tirage, un calcul mécanique permet l'évaluation de la fonction d'état limite. Un indicateur de défaillance est activé si le jeu de données appartient au domaine de défaillance. Une estimation de la probabilité est ainsi donnée en fonction des défaillances observées.

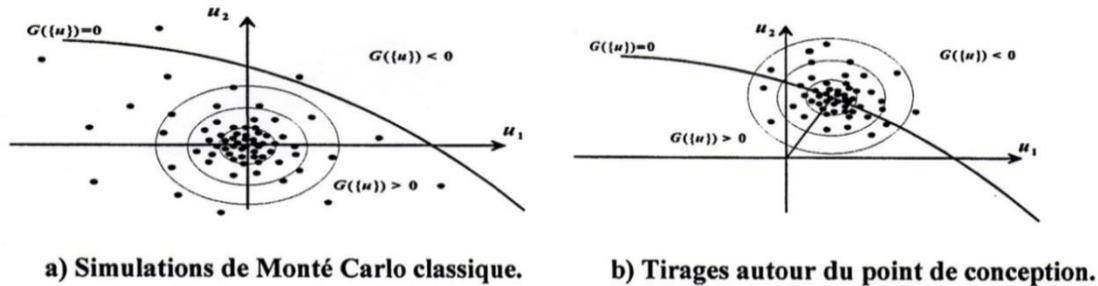


Figure II.12 : Estimation probabiliste de défaillance.

II.9 Algorithme génétique :

L'architecture de l'algorithme d'optimisation ici développé est basée sur les algorithmes génétiques. Ceux-ci ont été initiés par Holland dans les années 1970 et consiste en une méthode heuristique qui imite le processus de sélection naturelle [52], tel que décrit par Charles Darwin au 19e siècle [53]. Cette approche s'appuie directement sur des techniques dérivées de la génétique, et plus particulièrement sur les notions de mutation, de sélection, de croisement et d'hérédité. Elle est en fait analogue à l'étude d'une population d'individus qui doit s'acclimater à son environnement. Ces individus engendrent de nouvelles générations qui sont de plus en plus adaptées aux conditions de vie imposées. En effet, ils sont remplacés au fur et à mesure par ceux qui sont les plus aptes à « survivre ». Au final, il ne reste plus que les solutions les plus compétitives face au problème donné. Ce genre de méthode a connu un essor dans les années 1990, grâce notamment à la vulgarisation faite par Goldberg [54]. C'est aujourd'hui une technique d'optimisation établie. Bien qu'elle ne puisse garantir l'unicité et donc l'exactitude de la solution, elle est particulièrement appréciée pour son efficacité et sa versatilité.

Intéressons-nous désormais plus en détail au déroulement de cette approche évolutionnaire. De par son analogie avec la génétique, le vocabulaire usuellement employé par de tels algorithmes est proche de celui de cette discipline. Les explications suivantes sont à rapprochées du schéma de la Figure II.29. Tout commence avec la création de la population initiale, qui comprend un nombre fini

d'individu. Chaque individu possède un génome, qui correspond à une solution particulière au problème donné. Chaque gène détient en fait une valeur pour l'un des paramètres du problème d'optimisation. Un génome comporte ainsi autant de gènes qu'il y a de paramètres à optimiser. L'adaptabilité de chaque génome est ensuite estimée via une fonction coût dédiée. Les individus de la population initiale peuvent dès lors être classés selon leur aptitude à satisfaire cette fonction coût. Ensuite, des individus sont sélectionnés aléatoirement afin de se reproduire. Lors de cette sélection, il est possible de donner un poids à chaque génome en fonction de son adaptabilité, de manière à favoriser les individus les plus aptes. Des opérateurs de croisement sont ensuite appliqués aux 176 individus sélectionnés. Ainsi, deux parents permettent par exemple la création d'un nouveau génome, qui est une combinaison des leurs. Chaque gène de l'enfant a également une probabilité de muter, c'est à dire de prendre une nouvelle valeur aléatoire. Ce dernier mécanisme permet d'assurer une diversité génétique constante afin d'explorer tous les domaines de définition du problème, quelle que soit la population initiale. Les enfants sont finalement évalués selon la fonction coût. Si l'enfant le plus adapté donne des résultats suffisamment bons, accordement à un critère de convergence, son génome est gardé en tant que solution optimisée du problème. Sinon, une nouvelle population est définie et regroupe les meilleurs individus parmi les enfants et les parents de la génération précédente. Une nouvelle sélection peut alors débiter afin de former une nouvelle génération. À noter que le critère de convergence peut aussi être simplement un nombre fixe de générations à atteindre.

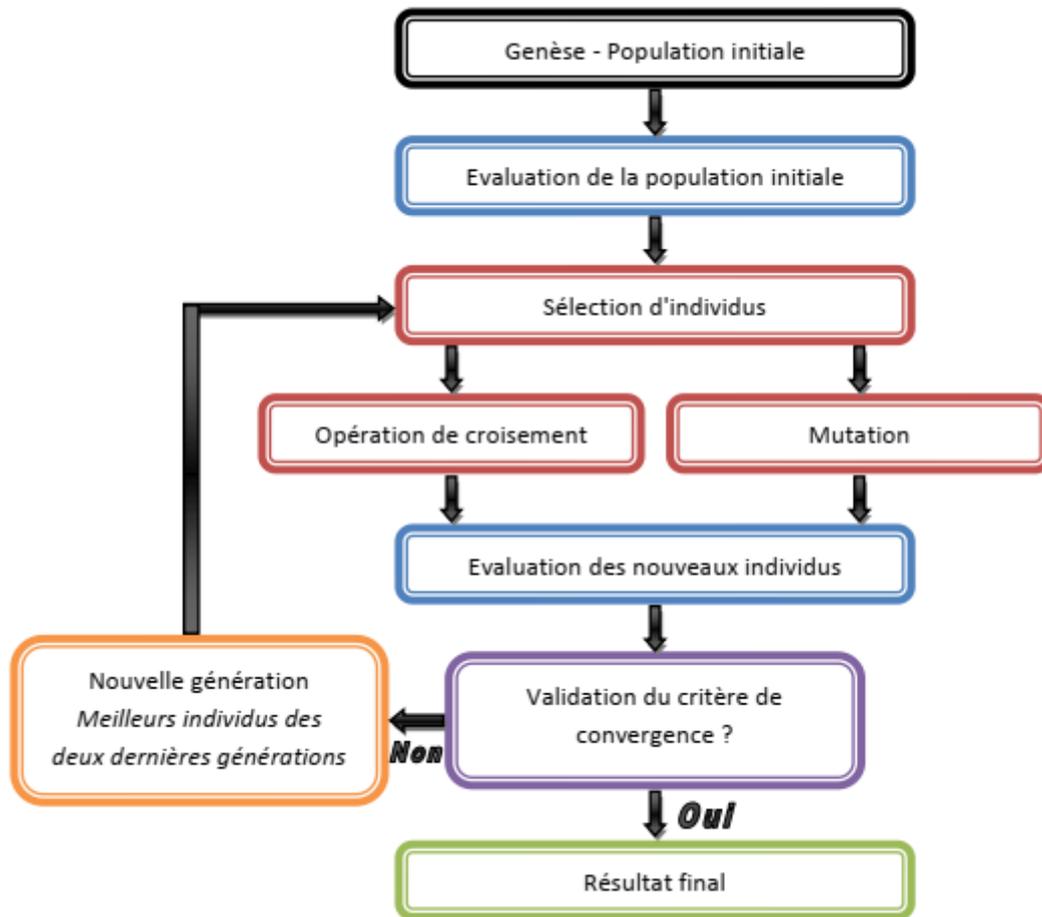


Figure II.13 : Schéma de la structure d'un algorithme génétique.

En conclusion, les avantages d'un algorithme génétique sont multiples. Tout d'abord, il peut résoudre n'importe quel problème d'optimisation à partir du moment où les paramètres et la fonction coût sont pleinement définis. Il n'y a également pas de difficulté supplémentaire s'il n'y a pas unicité de la solution. Par ailleurs, la résolution ne se faisant pas de manière analytique, la technique est applicable à un domaine de définition multidimensionnel où la fonction coût peut être non dérivable et/ou non continue. La méthode n'a à ce propos pas de prédisposition à tomber dans le piège des extrema locaux de la fonction coût. De plus, cette dernière peut ne pas être paramétrée, c'est à dire par exemple le résultat d'un autre algorithme. Ainsi, dans le cas d'une identification d'une Genèse - Population initiale Evaluation de la population initiale Sélection d'individus Opération de croisement Mutation Evaluation des nouveaux individus Validation du critère de convergence ? Résultat final Nouvelle

génération Meilleurs individus des deux dernières générations 177 loi constitutive d'un matériau, il est possible de simuler un VER pour chaque génome (jeu de paramètres) et de comparer sa réponse au comportement attendu. Enfin, la méthode reste simple de compréhension et d'utilisation, et ne requiert que peu de modification d'un cas à un autre.

Il y a tout de même quelques inconvénients à l'utilisation de tels algorithmes évolutionnaires. La fonction coût est parfois difficile à définir et ne permet pas vraiment aux générations successives de s'améliorer. En outre, il n'y a pas non plus la garantie de converger vers un optimum global. Par ailleurs, les ressources et le temps requis pour l'optimisation peuvent également être particulièrement plus importants que pour les méthodes traditionnelles déterministes, en plus d'être totalement différents d'une simulation à l'autre. Cette inconstance empêche notamment une application embarquée de telles méthodes, qui sont donc réservées à des utilisations ponctuelles.



Chapitre III
Résultats et Discussion

III.1 Introduction

Dans la littérature, diverses recherches ont été menées pour étudier les propriétés du polymère PMMA (Polyméthacrylate de méthyle), il s'agit d'un polymère prometteur pour des applications dans l'actionnement optique, pneumatique, les capteurs, la séparation analytique et les dispositifs conducteurs [55-60]. A cet effet, nous allons étudier, par une simulation génétique, le comportement de trois matériaux composites et composite hybrides (carbone/PMMA, Aramide/PMMA et Verre/PMMA) basés sur la même matrice PMMA afin de conclure la meilleure interface entre les fibres et la matrice PMMA.

III.2 Les caractéristiques des matériaux étudiés

III.2.1 Les renforts

III.2.1.1 La fibre de carbone

Les fibres de carbone ont été développées à partir des années 1960 en utilisant le polyacrylonitrile (PAN) comme précurseur [61,62]. Crawford et al [63] ont mis en évidence la structure graphitique tridimensionnelle des fibres de carbone à base PAN. Johnson et al [64] ont montré que ces mêmes fibres contenaient des hétérogénéités, avec des zones graphitiques et non graphitiques. Des variations dans les structures fibreuses ont été décrites en termes d'homogénéité de la fibre [64-65], avec certaines fibres contenant une structure noyau-gaine et d'autres apparemment homogènes, en plus des variations d'orientation des cristallites individuels [66,67]. Industriellement, les fibres de carbone obtenues par le précurseur PAN sont technologiquement plus faciles à produire car les filaments de PAN donnent directement les fibres de carbone. Ce procédé continu est aussi très stable ce qui permet d'obtenir une qualité de fibre stable au cours de la production. De ce fait, les fibres sont principalement produites par ce procédé. Les fibres issues du précurseur brai de mésophase sont réservées exclusivement à la production de fibres de hauts modules d'élasticité mais ayant une résistance à la traction limitée (voir la figure III.1). [67].

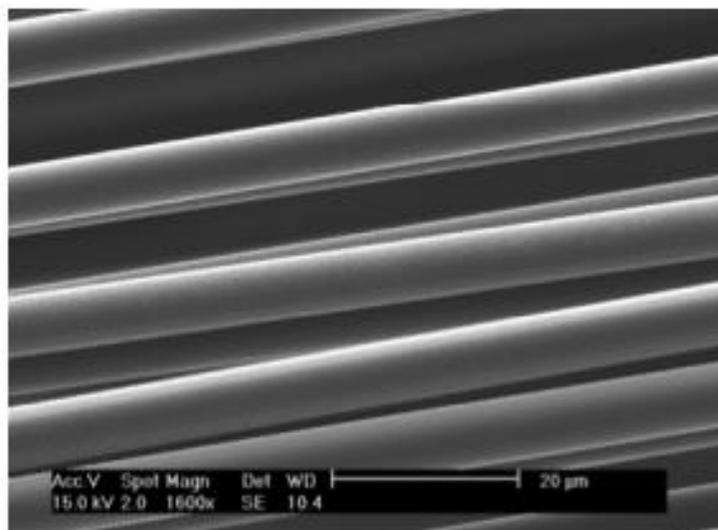


Figure III.1. Image MEBE de fibres de carbone à partir de PAN [68,69].

Le tableau III.1 résume les principales propriétés de la fibre de carbone [70].

Propriétés	Résistance à la traction (GPa)	Module d'élasticité en traction (GPa)	Elongation à la rupture (%)
Valeurs	5.5	294	1.9

Tableau III.1 Principales propriétés de la fibre de carbone [70].

III.2.1.2 Fibre de Verre-E

Les fibres de Verre sont formées à partir de matières fondues et fabriquées dans diverses compositions en modifiant la quantité de matières premières telles que le sable pour la silice, l'argile pour l'alumine, la calcite pour l'oxyde de calcium et la colémanite pour l'oxyde de bore [71]. Par conséquent, différents types de fibres de Verre présentent des performances différentes comme la résistance aux alcalis ou des propriétés mécaniques élevées en utilisant diverses quantités de silice ou d'autres sources. Les produits en fibre de Verre sont classés selon le type de composite auquel ils sont utilisés. De plus, les fils coupés, les mèches à tirage direct, les mèches assemblées et les mats sont les produits les plus importants utilisés dans les processus de moulage par injection, d'enroulement de filaments, de pultrusion, de moulage de feuilles et de drapage manuel pour former des composites renforcés de fibres de Verre (voir figure III.2).

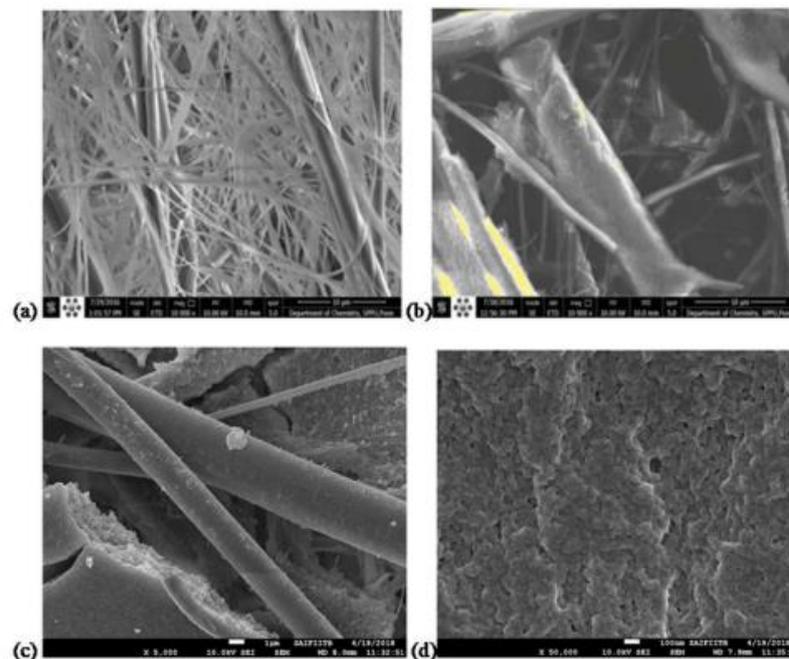


Figure III.2. Images SEM de la membrane en fibre de Verre vierge (a) et de la membrane en fibre de Verre greffée PVP (b). Les images (c) et (d) sont des images haute résolution de la membrane en fibre de Verre greffée PVP. [72]

Le tableau III.2 présente les propriétés mécaniques de la fibre de Verre E utilisées dans nos programmes de simulation.

Propriétés	Résistance à la traction (GPa)	Module d'élasticité en traction (GPa)	Elongation à la rupture (%)
Valeurs	3.8	72	4.9

Tableau III.2 Principales propriétés de la fibre de Verre-E [70]

III.2.1.3 Fibre d'Aramide

La fibre Aramide a été la première fibre organique utilisée comme renfort dans les composites avancés avec un module de traction et une résistance suffisamment élevés. Elles ont des propriétés mécaniques meilleures que l'acier et les fibres de Verre à poids égal. Les fibres d'Aramide sont intrinsèquement résistantes à la chaleur et aux flammes, ce qui maintient ces propriétés à des températures élevées [73]. Le terme « Aramide » désigne les fibres de type polyamide aromatique dans lesquelles au moins

85% des liaisons amides (-CO-NH-) sont attachées directement à deux cycles aromatiques, tel que défini par la Federal Trade Commission américaine. La configuration de ces liaisons en tant que para ou méta est souvent utilisée pour classer le polymère. La substitution du squelette carboné aliphatique par des groupements aromatiques entraîne des changements considérables dans les propriétés des fibres résultantes. La première fibre de cette classe à être développée fut la Nomex de DuPont apparue dans les années 1960. Ce fil n'a qu'une ténacité moyenne mais est ininflammable et largement utilisé pour la fabrication de vêtements ignifuges, d'isolation électrique, etc. Cependant, quelques années plus tard seulement, des fibres d'Aramide (Kevlar de DuPont également) avec des chaînes contenant des anneaux de benzène p-disubstitués sont apparues. . Outre une bonne stabilité thermique, ces fibres possèdent également d'excellentes propriétés mécaniques. Leur potentiel exceptionnel provient principalement de l'anisotropie de leurs sous-structures superposées présentant des caractéristiques fibrillaires, plissées, cristallines et à noyau cutané [73]. Le tableau III.3 présente les propriétés mécaniques de la fibre d'Aramide utilisées dans nos programmes de simulation [70]

Propriétés	Résistance à la traction (GPa)	Module d'élasticité en traction (GPa)	Elongation à la rupture (%)
Valeurs	3.0	112	2.4

Tableau III.2 Principales propriétés de la fibre d'Aramide [70].

III.2.2 La matrice PMMA

PMMA est une résine TP et acrylique de nature chimique. Les résines acryliques possèdent des propriétés thermomécaniques supérieures aux polymères de grande diffusion (GD) mais une tenue en température moindre que celle des polymères haute performance (environ 60-100°C). [69]

Le PMMA a été polymérisé pour la première fois à partir de méthacrylate de méthyle en 1877. En 1936, la première production commerciale de PMMA a commencé. Entre autres applications en temps de guerre, le PMMA était largement utilisé pour les

verrières des avions. Des éclats de ces auvents, énergiquement fragmentés par des tirs de mitrailleuses, ont été retrouvés dans les yeux des pilotes de la Royal Air Force britannique après la guerre. Le médecin examinateur. Ses premières recherches et procédures expérimentales (vers 1949), suivies de nombreuses controverses sur cette nouvelle approche radicale de la restauration visuelle de la cataracte, ont finalement conduit à l'utilisation généralisée des lentilles intraoculaires en polymère synthétique. Bien que le PMMA ne soit pas couramment utilisé de nos jours dans les lentilles intraoculaires, d'autres polymères d'acrylate et de méthacrylate (méthacrylate de phényléthyle, pHEMA, etc.) dominent encore les 10 millions ou plus de lentilles qui sont implantées chez l'homme chaque année [74].

Dans le tableau III.3, quelques propriétés mécaniques de la matrice PMMA calculées expérimentalement [75].

Propriétés	Résistance à la traction (MPa)	Module d'élasticité en traction (GPa)	Elongation à la rupture (%)
Valeurs	48	0.8	3.5

Tableau III.3 Principales propriétés de la matrice PMMA [75].

III.3 Modélisation et simulation numérique

III.3.1 Interphase et interface fibre-matrice

Lors de la fabrication des composites, une couche d'interphase, au niveau de laquelle interpénétration de l'ensimage vers la matrice ou diffusion du polymère de la matrice vers l'ensimage, se forme. La couche d'interphase résultante peut augmenter ou diminuer les performances du composite en tenant compte de l'harmonie entre les composants d'encollage et le polymère de la matrice. La compatibilité entre l'encollage et le polymère de la matrice améliore les propriétés mécaniques élevées et, au contraire, un encollage incompatible entraîne de mauvaises propriétés mécaniques. Du point de vue énergétique, la réduction du poids des véhicules est la principale raison d'économiser de l'énergie dans l'industrie des transports, et à cet égard, la croissance de la production de voitures légères à environ 50 % indique l'importance des composites renforcés de fibres de verre. Par conséquent, la croissance de la production de fibre de verre est ce qui s'est passé et se poursuivra à l'avenir.

La caractérisation de l'interface consiste à déterminer ses propriétés mécaniques en fonction des matériaux utilisés fibre et matrice et éventuellement, en fonction des

modifications (traitement) qu'elles subissent (formulation chimique de la matrice ou traitement de surface des fibres, vieillissement, etc...[76])

III.3.2 Loi probabiliste de Weibull

Lorsque la contrainte est uniforme, l'endommagement de la matrice, est donné par la formule (1) de Weibull [77] :

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

Avec :

- (σ) : la contrainte appliquée
- (σ_m^T) : la contrainte thermique
- (V_m) : le fraction volumique de la matrice
- $(m_m \text{ et } \sigma_{0m})$: les paramètres de Weibull

Une fibre rompue est déchargée sur toute sa longueur. C'est-à-dire qu'elle ne peut se rompre qu'une fois. La rupture obéit à une loi similaire à celle décrite pour la matrice.

$$D_f = 1 - \exp \left\{ - A_f * L_{equi} * \left[\frac{\sigma_{max}^f}{\sigma_{0f}} \right]^{m_f} \right\} \quad (III.2)$$

Avec :

- (σ_{max}^f) : la contrainte maximale appliquée
- (L_{equi}) : est la longueur qu'auraient les fibres pour la même rupture sous répartie de manière uniforme.

III.3.3 Essai d'arrachement ou de micro-goutte

Dans notre simulation numérique, nous avons utilisé l'équation (III.3) obtenue par le test d'arrachement où il s'agit de soulever une fibre partiellement ou totalement immergée dans une micro éprouvette par une force de traction (traction) [76,78] , et nous avons choisi les mêmes conditions (en tenant compte dans notre programme

génétique des différentes valeurs et propriétés des trois types de fibres carbone, Verre et Aramide, mentionnés dans le tableau 1,2 et 3) et nous avons également utilisé la même technique pour les matériaux étudiés (test d'arrachement). La figure III.3 montre le schéma du test de traction du système pour la même matrice (PMMA) et pour les trois fibres étudiées [76].

La contrainte de cisaillement moyenne τ_{app} à l'interface est déterminée par :

$$\tau_{app} = \frac{F_{max}}{2\pi r l_e} \quad (III.3)$$

F_{max} : la force maximale mesurée;

r : rayon moyen de la fibre;

l_e : la longueur de la fibre insérée dans la matrice (longueur de l'interface).

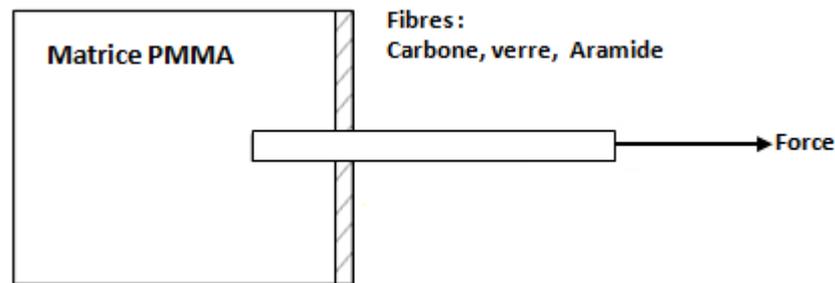


Figure III.3. Schéma représentatif d'un essai d'arrachement de fibre unique [76]

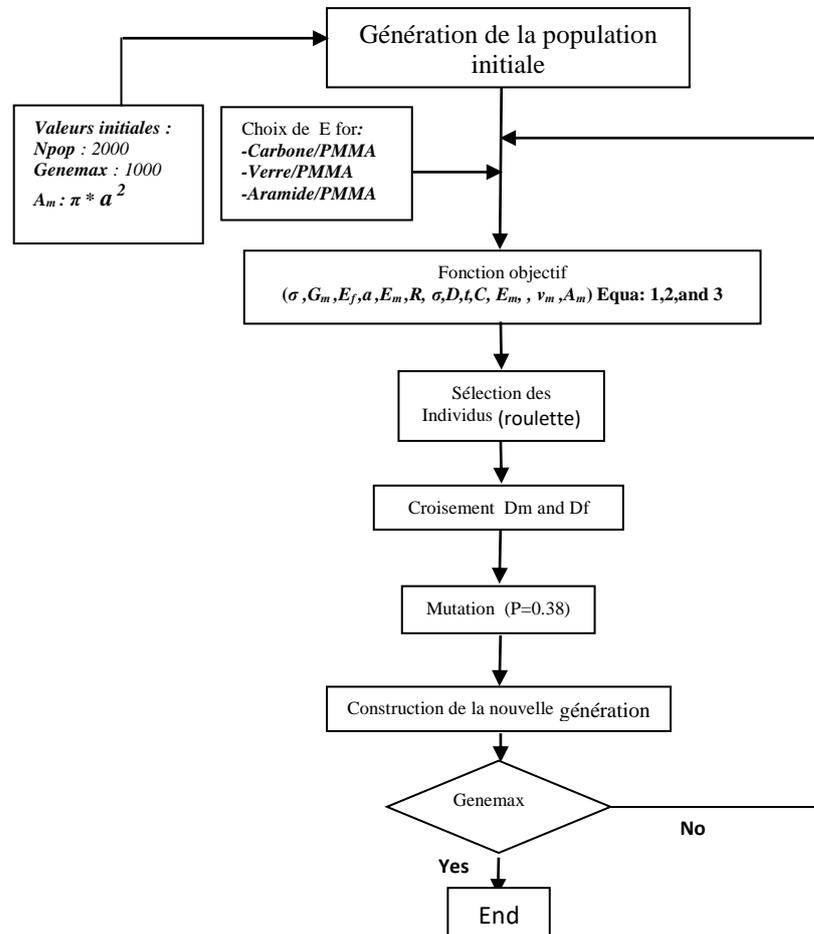
III.4 Résultats et discussion

III.4.1 Modélisation génétique.

L'endommagement en cisaillement de l'interface fibre-matrice, des trois matériaux composite étudiés carbone/PMMA, Aramide /PMMA et Verre /PMMA, a été calculé à base de l'opérateur génétique croisement des deux endommagements de la fibre et de la matrice donnés par l'équation (1) et équation (2) par lesquelles nous avons pu introduire les différentes valeurs des matériaux (tableau III.1, III.2 et III.3), qui comprennent toutes les variables définies au début de l'algorithme (propriétés mécaniques de chaque constituant. Enfin, nous avons déterminé l'endommagement à l'interface en fonction de la longueur de chaque fibre pour les trois matériaux étudiés sous l'effet des différentes valeurs de la contrainte mécanique ($\sigma = 1800N/m^2, 2000N/m^2, 2200N/m^2$).

L'organigramme de notre programme est présenté ci-après.

Organigramme



III.4 Résultats et discussion

Nous avons examiné la résistance des matériaux étudiés sous l'effet de différentes contraintes mécaniques ($\sigma = 1800N/m^2, 2000N/m^2, 2200N/m^2$) ce qui nous a permis de calculer l'endommagement à l'interface fibre matrice des trois composites en fonction de la longueur de chaque fibre.

Les figures III.4, III.5, III.6 et III.7 III.8, III.9 et III.10, III.11, III.12 montrent le niveau de l'endommagement à l'interface des Carbone/PMMA, Aramide /PMMA et Verre /PMMA respectivement en fonction de la longueur de fibre.

III.4.1 Carbone/PMMA

Les figures III.4, III.5 et III.6 montrent que l'endommagement "D" de l'interface du composite carbone/PMMA commence au niveau de 0.05 ($\sigma = 1800 N/m^2$), puis

augmente jusqu'à une valeur maximale de 0.17 quand ($\sigma = 2200\text{N/m}$), on remarque la présence d'une symétrie de l'endommagement faible au milieu et très fort aux extrémités de la fibre. On peut dire que l'augmentation de niveau de l'endommagement signifie la concentration des contraintes mécaniques qui montre une faible dégradation de l'interface.

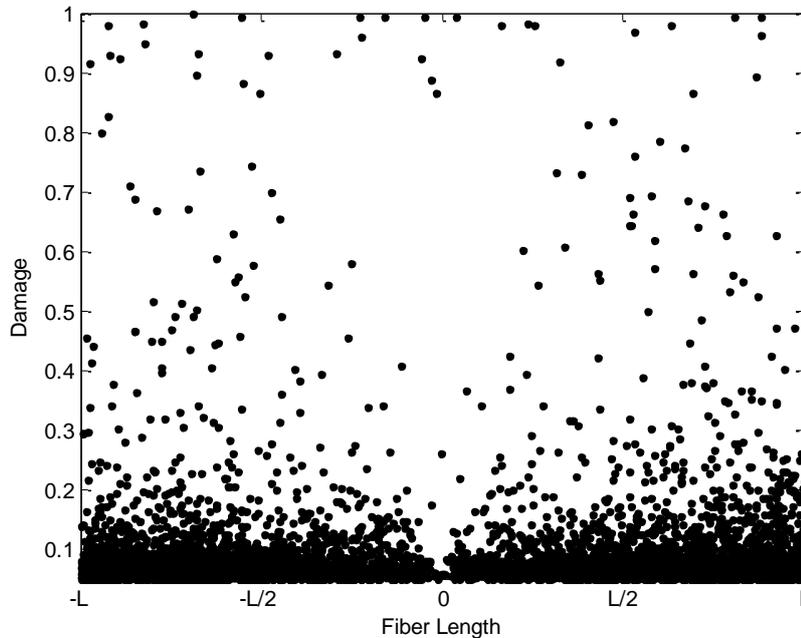


Figure III.4 : l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 1800\text{N/m}^2$

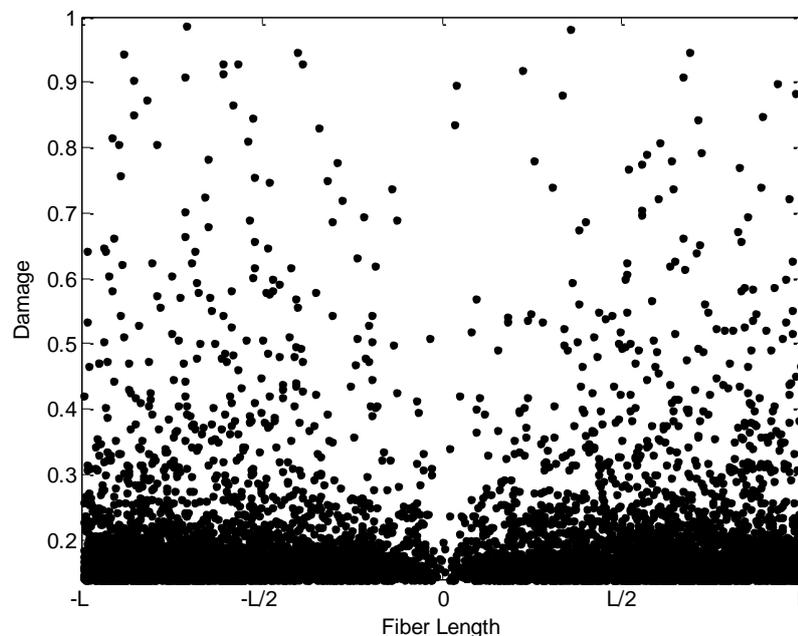


Figure III.5 : l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 2000\text{N/m}^2$

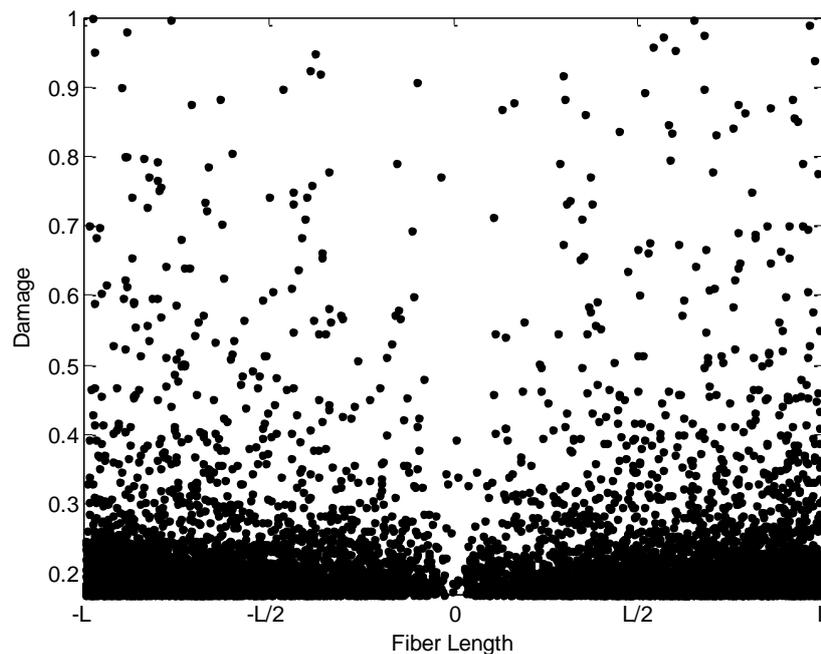


Figure III.6 : l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 2200\text{N/m}^2$

III.4.2 Aramide/PMMA

Les figures III.7, III.8 et III.9 montrent que l'endommagement "D" de l'interface commence au niveau de 0.23 ($\sigma = 1800 \text{ N/m}^2$), puis augmente jusqu'à une valeur maximale de 0.29 quand ($\sigma = 2200\text{N/m}^2$). On remarque la présence d'une symétrie de l'endommagement faible au milieu et très fort aux extrémités de la fibre. On peut dire que l'augmentation de niveau de l'endommagement signifie la concentration des contraintes mécaniques qui montre une dégradation à l'interface plus sévère par rapport au matériau composite Carbone/PMMA.

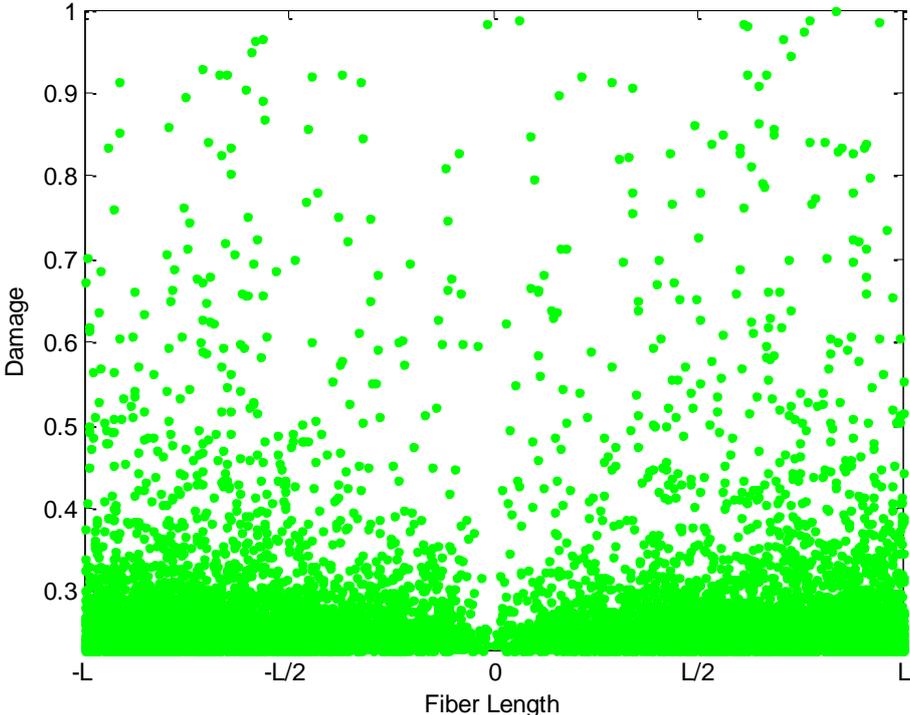


Figure III.7 : l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 1800\text{N/m}^2$

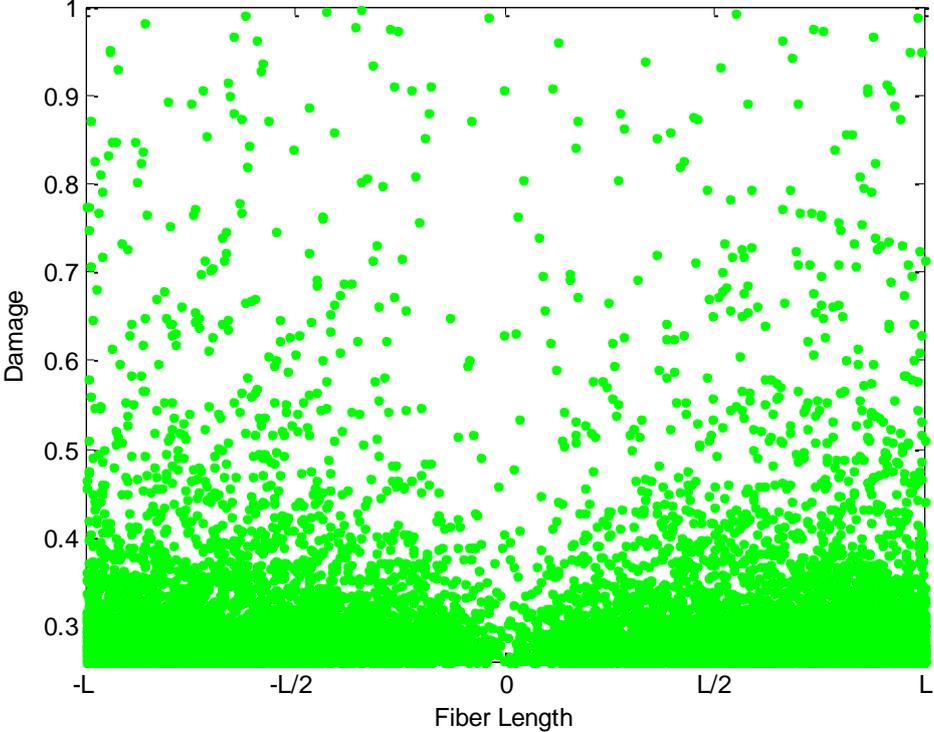


Figure III.8 : l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 2000\text{N/m}^2$

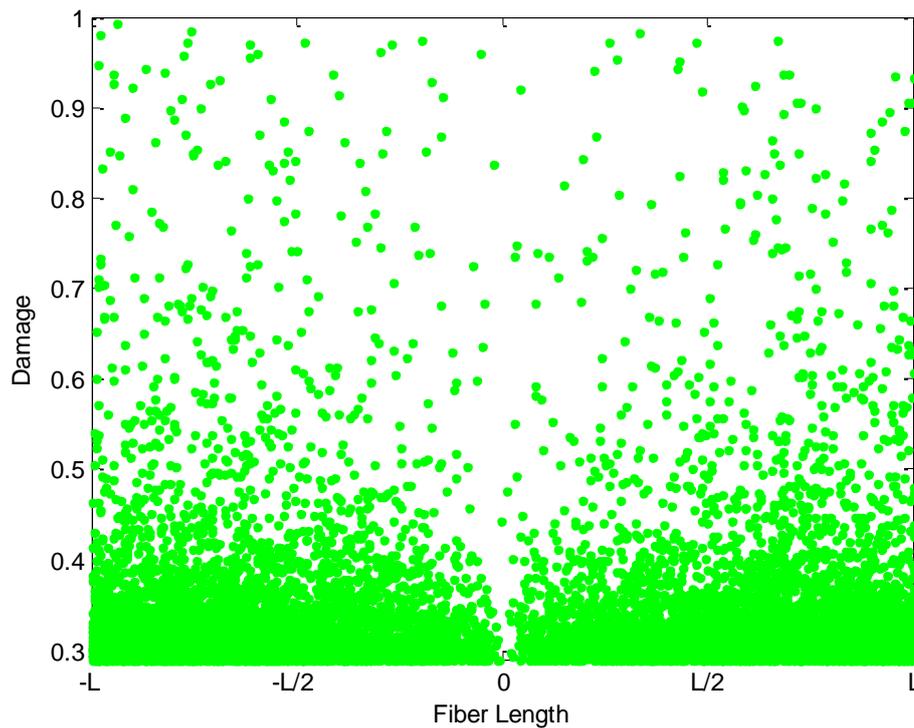


Figure III.9 : l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 2200 \text{ N/m}^2$

III.4.3 Verre/PMMA

Les figures III.10, III.11 et III.12 montrent que l'endommagement "D" de l'interface commence au niveau de 0.35 ($\sigma = 1800 \text{ N/m}^2$), puis augmente jusqu'à une valeur maximale de 0.39 quand ($\sigma = 2200 \text{ N/m}^2$). On remarque la présence d'une symétrie de l'endommagement faible au milieu et très fort aux extrémités de la fibre. On peut dire que l'augmentation de niveau de l'endommagement signifie la concentration des contraintes mécaniques qui montre une dégradation à l'interface plus sévère par rapport au matériau composite Aramide/PMMA.

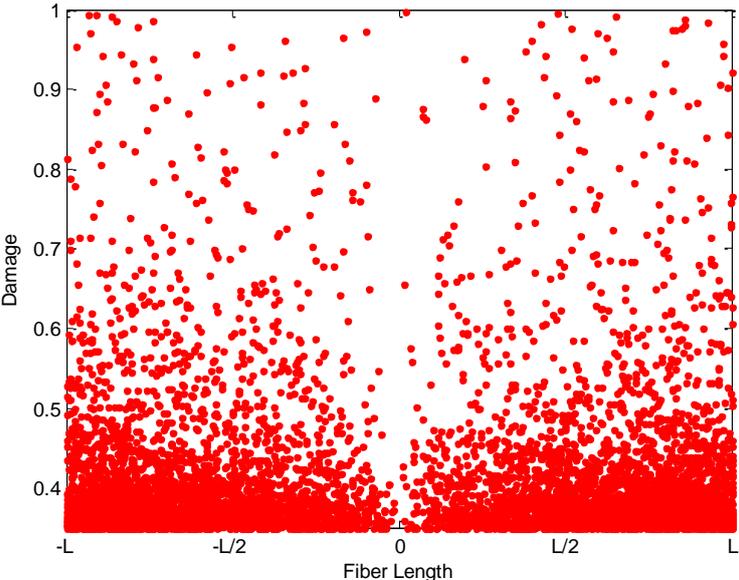


Figure III.10: l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 1800 \text{ N/m}^2$

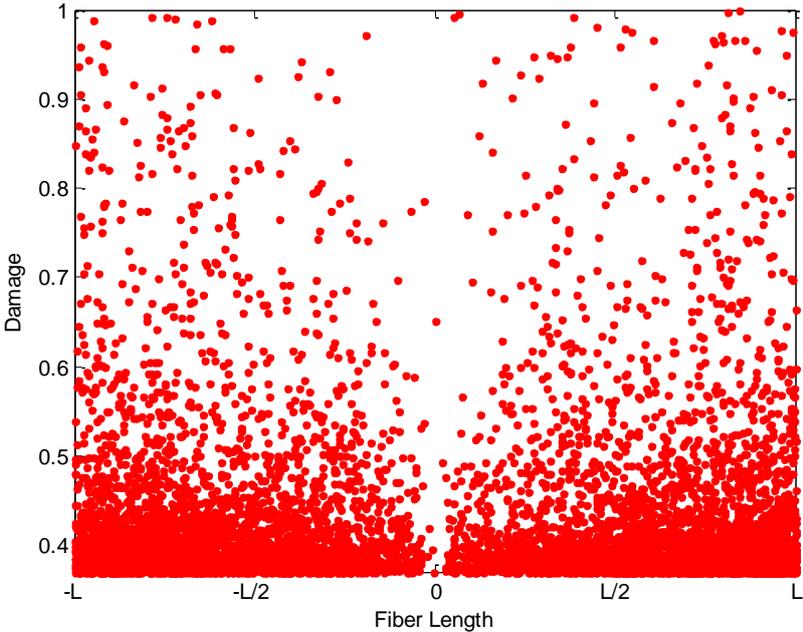


Figure III.11 : l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 2000 \text{ N/m}^2$

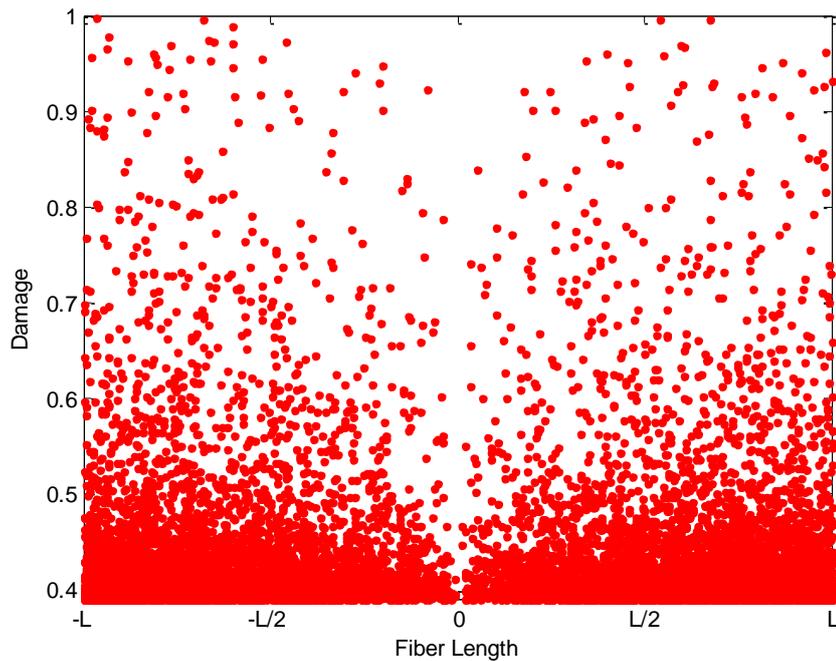


Figure III.12: l'endommagement de l'interface pour $\sigma = 2200\text{N/m}^2$

III.5 Conclusion

Les différentes contraintes mécaniques appliquées sur les matériaux étudiés ont engendré une dégradation significative à l'interface pour les composites Verre/PMMA et Aramide/PMMA, et un faible abaissement pour le composite carbone/PMMA, et montrent, aussi, une bonne concordance entre la simulation numérique et le comportement réel des trois matériaux. La simulation numérique fait ressortir que le composite Carbone/PMMA a une résistance supérieure aux contraintes mécaniques comparant aux autres matériaux Aramide/PMMA et Verre/PMMA, et que Aramide//PMMA est plus résistant par rapport au Verre/PMMA ce qui a été confirmé par Mustafa Ertekin .



***Conclusion
générale***

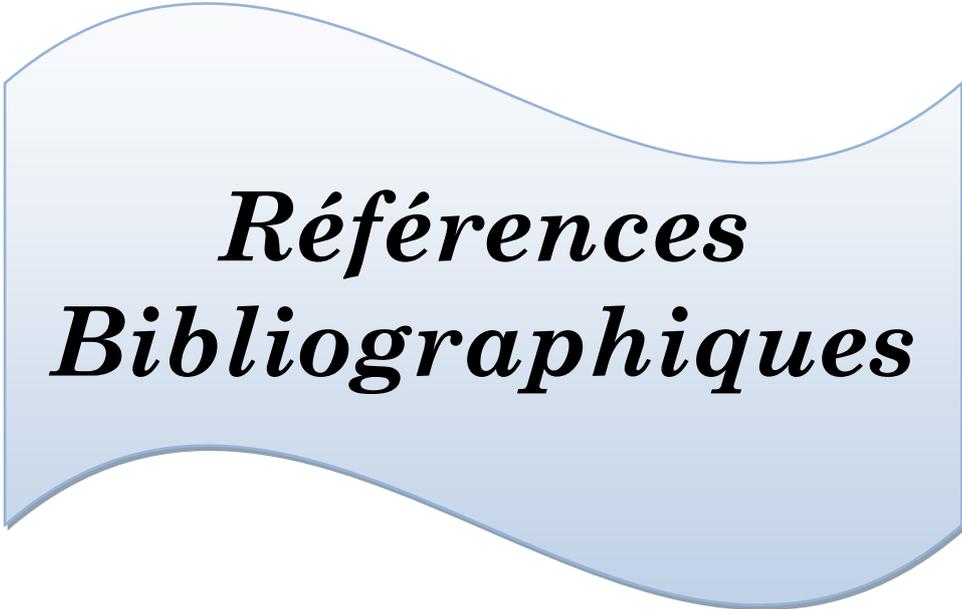
Conclusion générale

Les matériaux composites présentent une alternative intéressante pour remplacer progressivement les matériaux dit traditionnel. Les fibres aramide ont des propriétés mécaniques meilleures que l'acier et les fibres de verre à poids égal. Les fibres d'aramide sont intrinsèquement résistantes à la chaleur et aux flammes, ce qui maintient ces propriétés à des températures élevées.

Dans ce travail, nous avons étudié et investigué l'effet de l'endommagement en cisaillement sur le comportement de l'interface de trois matériaux composites à savoir : Carbone/PMMA, Aramide/PMMA et Verre/PMMA. A cet effet, nous avons choisi une modélisation génétique basée sur le formalisme de Weibull, afin de calculer les différentes valeurs de l'endommagement à l'interface entre la matrice (PMMA) et les trois fibres (Carbone, Aramide et Verre), en utilisant les opérateurs génétique sélection, croisement et mutation.

Les contraintes mécaniques appliquées sur les matériaux étudiés ont causé une dégradation importante de l'interface pour le composite Verre/PMMA, et un faible abaissement pour les composites Aramide/PMMA et Carbone/PMMA. La simulation numérique montre aussi que le composite Carbone/PMMA a une résistance aux contraintes mécaniques supérieure comparant aux autres matériaux, et que Aramide/PMMA est plus résistant par rapport au Verre/PMMA constatation qui a été confirmée par Mustafa Ertekin.

PMMA est une résine thermoplastique (TP) qui a une tenue en température moindre que celle des polymères haute performance (environ 60-100°C). Donc, En perspective, il sera utile d'étudier l'effet de la contrainte thermique sur le comportement de l'interface des matériaux composites et biocomposites à base de la matrice PMMA.



***Références
Bibliographiques***

Références bibliographiques

- [1] H. Hashim, N.I. Adam, N.H.M. Zaki, Z.S. Mahmud, C.M.S. Said, M.Z.A. Yahya and A.M.M. Ali, “Natural rubber-grafted with 30% Poly (methylmethacrylate) characterization for application in lithium polymer battery”. IEEE 2010 CSSR, pp.485–488, 2010.
- [2] A.C. Henry, T.J. Tutt, M. Galloway, Y.Y. Davidson, C.S. McWhorter, S.A. Soper and R.L. McCarley, “Surface modification of poly(methyl methacrylate) used in the fabrication of microanalytical devices”. Analytical Chemistry, Vol.72, pp.5331–5337, 2000.
- [3] L.H. Lee and W.C. Chen, “High-refractive-index thin films prepared from trialkoxysilane-capped poly (methyl methacrylate)-Titania materials”. Chem Mater, Vol.15, pp.1137–1142, 2001.
- [4] J.J. Shah, J. Geist, L.E. Locascio, M. Gaitan, M.V. Rao and W.N. Vreeland, “Surface modification of poly(methyl methacrylate) for improved adsorption of wall coating polymers for microchip electrophoresis”. Electrophoresis, Vol.27, pp.3788–3796, 2006.
- [5] B. Adhikari and S. Majumdar, “Polymers in sensor applications”. Progress in Polymer Science, Vol.29, pp.699-766, 2004.
- [6] A. Isha, N.A. Yusof, M. Ahmad, D. Suhendra, W.M.Z.W. Yunus and Z. Zainal, “A chemical sensor for trace V(V) ion determination based on fatty hydroxamic acid immobilized in polymethylmethacrylate”. Sensors and Actuators B: Chemical, Vol.114, pp.344–349, 2006.
- [7] J. Kost and R. Langer, “Responsive polymeric delivery systems”. Advanced Drug Delivery Reviews, Vol.46, pp.125–148, 2001.
- [8] D.T. Beruto, R. Botter and M. Fini, “The effect of water in inorganic microsponges of calcium phosphates on the porosity and permeability of composites made with polymethylmethacrylate”. Biomaterials, Vol.23, pp.2509–2517, 2002.
- [9] M. Shi, J.D. Kretlow, P.P. Spicer, Y. Tabata, N. Demian, M.E. Wong, F.K. Kasper and A.G. Mikos, “Antibiotic-releasing porous polymethylmethacrylate/gelatin/antibiotic constructs for craniofacial tissue engineering”. J Control Release., Vol.152, pp.196–205, 2011.
- [10] S. Mishra and G. Sen, “Microwave initiated synthesis of polymethylmethacrylate grafted guar (GG-g-PMMA), characterizations and applications. Int. J. Biol. Macromol., Vol.48, pp. 688–694, 2011.
- [11] U. Ali, A.N. K.J.B. AbdKarim, N.A. Buang, “A Review of the Properties and Applications of Poly (Methyl Methacrylate) (PMMA)”. Polymer Reviews (2015).
- [12] Bier F, Ph.D, Dissertation, Lorraine University, France, 2020.
- [13] C.A. Harper and E.M. Petrie, “Plastics materials and processes: A concise encyclopedia”. Wiley NJ, pp.42–44, 2003.
- [14] D.W. Van Krevelen and K.T. Nijenhuis, “Properties of Polymers”. Elsevier Science Technology, pp.106-322, 2009.
- [15] C.A. Harper, “Handbook of Plastics Processes. Wiley: NJ, pp.1–7, 2006.

- [16] O. Chrysafi, E. Kontonasaki, A.D. Anastasiou, D. Patsiaoura, L. Papadopoulou, G. Vourlias, E. Vouvoudi and D. Bikiaris, “Mechanical and thermal properties of PMMA resin composites for interim fixed prostheses reinforced with calcium β -pyrophosphate”. *J Mech Behav Biomed Mater*, Vol.112, 104094 (2020).
- [17] A. Serrano-Aroca and M. Llorens-Gámez, “Dynamic mechanical analysis and water vapour sorption of highly porous poly(methyl methacrylate)”. *Polymer*, Vol.125, pp.58-65, 2017.
- [18] A. Badawi, “Characterization of the optical and mechanical properties of CdSe QDs / PMMA nanocomposite films”. *J Mater Sci. Mater Electron*, Vol.26, pp.3450–3457, 2015.
- [19] Beckers M, Schlüter T, Gries T, Seide G, Bunge CA (2017) Fabrication techniques for polymer optical fibres. *Polymer Optical Fibres*, 187-199, 2017.
- [20] D. Celentano, D. Wimmer, L. Colabella and A.P. Cisilino, “Viscoelastic mechanical characterization of a short-fiber reinforced polyethylene tube: Experiments and modeling”. *Int J Pressure Vessels Piping*, Vol.134, pp.82-91, 2015.
- [21] Pierre jaquinet, *Utilisation des matériaux composites*, Edition Hermès, paris,1991.
- [22] Jean Marie Berthelot, « matériaux composites, comportement mécanique et analyse des structures », 4^{ème} édition, TEC &DOC, Le Mans Novembre 2010.
- [23] Laurent gormet, « Généralités sur les matériaux composites », ECN, Centre Nantes 2008.
- [24] Chouaib Aribi, « Etude comparative du comportement des différents matériaux Composites (différentes matrices) », Mémoire de magister, université de M’hamed Bouguera, Boumerdes. Algérie.
- [25] A AL-Maghribi, « Comportement des matériaux composites à fibres courtes : applications à l’impact basse vitesse », thèse de doctorat, l’université Paul Sabatier, 2008.
- [26] J.M. Berthelot. « Composite Matériels. Mechanical Behavior and Structural Analysis », New York ,1999.
- [27] Glossaire des matériaux composites» - carma –Actualisation octobre 2006.
- [28] B. Fairouz, « étude du comportement mécanique de structure sandwiches à différents matériaux de revêtements », mémoire de magister, université Mentouri, Constantine, 2016.
- [29] D. Gay, « Matériaux composites », 5^{ième} édition 2005.
- [30] Développement&Santé, Revue, Les grandes familles de matériaux utilisés dans le milieu biomédical : les biomatériaux, septembre 2004.
- [31] Hilaire BEWA, article, Matériaux polymères biodégradables et applications Note de Synthèse II, Direction des Energies Renouvelables, des Réseaux et des Marchés Energétiques, 2006.
- [32] <http://zaghez.ifrance.com/memoires/MCO/CHAPITRE%2012.pdf>
- [33] Rainer Schmidt, Livre, Comportement des matériaux dans les milieux biologiques, Application en médecine et biotechnologie.

- [34] Processing techniques for natural and wood-fibre composites, Woodhead Publishing Limited, 2008.
http://www.tex.tuiasi.ro/biblioteca/carti/CARTI/Textile/Naturalfibre%20composites/wp7794_c004.pdf
- [35] Futura-sciences, Chanvre, INRA.
<http://www.futurasciences.com/magazines/matiere/infos/actu/d/physique-chanvre-plastiques-composites-basefibres-vegetales-8276/>
- [36] P. Bouloc, Le chanvre industriel, Ed. France Agricole, Paris, 2006
- [37] Nova-Institut, Biocomposites, 2013 in <http://bio-based.eu/news/biocomposites/>
- [38] Joshi S. V., Drzal L. T., Mohanty A. K., Arora S. "Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites?". Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 35, pp. 371-376, 2004.
- [39] Pervaiz M., Sain M. M. "Carbon storage potential in natural fiber composites". Resources, Conservation and Recycling, Vol. 39, pp. 325-340, 2003.
- [40] Xu X., Jayaraman K., Morin C., Pecqueux N. "Life cycle assessment of wood-fibre-reinforced polypropylene composites". Journal of Materials Processing Technology, Vol. 198, pp. 168-177, 2008
- [41] Boland C. "Life Cycle Energy and Greenhouse Gas Emissions of Natural Fiber Composites for Automotive Applications: Impacts of Renewable Material Content and Lightweighting". Ford Motor Company. 2014.
- [42] Yan L., Chouw N., Jayaraman K. "Flax fibre and its composites – A review". Composites Part B: Engineering, Vol. 56, pp. 296-317, 2014.
- [43] Y. Swolfs, L. Gorbatikh, and I. Verpoest. Fibre hybridisation in polymer composites : A review. Composites Part A, 67 :181–200, 2014.
- [44] Tarfaoui.M , Choukri.S and Neme.A, “historique de l’endommagement d’un composite verre/epoxy sous chargement dynamique a grandes vitesses de déformations, ENSIETA/MSN, EMI, Département de Génie Mécanique, Rabat, Maroc.
- [45] Jean-Marie Bertholot; “Matériaux composites, 11-08191.
- [46] M. F. Arif, Damage mechanisms in short glass fiber reinforced polyamide-66 under monotonic and fatigue loading: Effect of relative humidity and injection molding induced microstructure, Metz: Thèse de doctorat, Arts&Métiers ParisTech, 2014.
- [47] M. F. Arif, F. Meraghni, Y. Chemisky, N. Despringre et G. Robert, «In situ damage mechanisms investigation of PA66/GF30 composite : effect of relative humidity,» J. of Composite Part B,2013.
- [48] M. Arif, N. Saintier, F. Meraghni, J. Fitousi, Y. Chemisky and G. Robert, “Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66,” Composites: Part B, vol. 61, pp. 55-65, 2014.
- [49] N. Billon, Interview, Communication privée lors des comités techniques Durafip. 2015.
- [50] A.Chateauminois. Transfert de charge et processus de renforcement. Cours Matériaux Composites, Mai 2000.

- [51] W. Weibull, «A statistical distribution function of wide applicability,» ASME Journal of Applied Mechanics, vol. 18, n°13, pp. 293-297, 1951
- [52] J. Holland, «Adaptation in Natural and Artificial Systems,» MA: MIT Press, Cambridge, 1992.
- [53] C. Darwin, On the Origin of Species, Londres: John Murray, 1859.
- [54] D. Goldberg, Genetic Algorithms in Search, Optimization and Machine Learning, Boston:Addison-Wesley, 1989.
- [55] H. Hashim, N.I. Adam, N.H.M. Zaki, Z.S. Mahmud, C.M.S. Said, M.Z.A. Yahya and A.M.M. Ali, “Natural rubber-grafted with 30% Poly (methylmethacrylate) characterization for application in lithium polymer battery”. IEEE 2010 CSSR, pp.485–488, 2010.
- [56] A.C. Henry, T.J. Tutt, M. Galloway, Y.Y. Davidson, C.S. McWhorter, S.A. Soper and R.L. McCarley, “Surface modification of poly(methyl methacrylate) used in the fabrication of microanalytical devices”. Analytical Chemistry, Vol.72, pp.5331–5337, 2000.
- [57] L.H. Lee and W.C. Chen, “High-refractive-index thin films prepared from trialkoxysilane-capped poly (methyl methacrylate)-Titania materials”. Chem Mater, Vol.15, pp.1137–1142, 2001.
- [58] J.J. Shah, J. Geist, L.E. Locascio, M. Gaitan, M.V. Rao and W.N. Vreeland, “Surface modification of poly(methyl methacrylate) for improved adsorption of wall coating polymers for microchip electrophoresis”. Electrophoresis, Vol.27, pp.3788–3796, 2006.
- [59] B. Adhikari and S. Majumdar, “Polymers in sensor applications”. Progress in Polymer Science, Vol.29, pp.699-766, 2004.
- [60] A. Isha, N.A. Yusof, M. Ahmad, D. Suhendra, W.M.Z.W. Yunus and Z. Zainal, “A chemical sensor for trace V(V) ion determination based on fatty hydroxamic acid immobilized in polymethylmethacrylate”. Sensors and Actuators B: Chemical, Vol.114, pp.344–349, 2006.
- [61] Delhaes, P.; Olry, P. L'Act. Chim. 295, 42, (2006)
- [62] Mike Coulson. Conductivité, diffusivité, émissivité thermiques de composites Poly (EtherKetoneKetone) / Charges Carbonées :Fibres continues et particules. Thèse de doctorat, université de Toulouse, Paul Sabatier, décembre 2018
- [63] Fitzer, E. Carbon N. Y. 27, 621, 1989
- [64] Crawford, D.; Johnson, D. J. J. Microsc. 21, 51, 1971
- [65] Johnson, D. J.; Crawford, D.; Jones, B. F. J. Mater. Sci. 8, 286, 1973
- [66] Wicks, B. J.; Coyle, R. A. J. Mater. Sci. 11, 376, 1976
- [67] Donnet, J. B.; Bansel, R. C. Carbon N. Y. 360, 5, 1984
- [68] Chayma Chaabani. Composites à fibres de carbone: récupération des fibres par solvolyse hydrothermale. Impact sur la qualité des fibres et valorisation de la phase liquide. université de Toulouse, Paul Sabatier, Aout, 2018
- [69] Elmar Witten and Bernhard Jahn. Composites Market Report. Technical Report September, Industrie evereinigung Verstärkte Kunststoffe, 1, 12, 2013

- [70] Zakariya Boufaïda. Analyse des propriétés mécaniques de composites taffetas Verre/matrice acrylique en relation avec les propriétés d'adhésion des fibres sur la matrice. Thèse de doctorat université de Lorraine. 2015
- [71] Aref Cevahir. Fiber Technology for Fiber-Reinforced Composites. Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering. Pages 99-121 2017
- [72] Amol M. Mhatre, Sankararao Chappa, Shashikala Ojha & Ashok K. Pandey. Functionalized glass fiber membrane for extraction of iodine species, Separation Science and Technology, 2018
DOI: 10.1080/01496395.2018.1520729
- [73] Mustafa Ertekin. Fiber Technology for Fiber-Reinforced Composites. Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering. Pages 153-167, 2017.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-101871-2.00007-2>
- [74] B.D.Ratner. Polymer Science: A Comprehensive Reference. Volume 9, 2012, Pages 397-411. 2012.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-444-53349-4.00230-2>
- [75] Hussein Mohamed Sadeq, Sihama Issa Salih and Auda Jabbar Braihi. Development on Mechanical Properties of PMMA by Blending it with Natural Rubber or Silicone Rubber and Reinforced by Nanoparticle. International Journal of Nanoelectronics and Materials. Volume 13, No. 1, 131-144. 2020.
- [76] Duy Cuong Ngyen. Caractérisation de l'interface fibre/matrice. Application aux composites polypropylène/chanvre. Thèse de Doctorat à l'université de TROYES. 2016.
- [77] W. Weibull. Royal Swedish Academy of Eng. Sci. Proc. 151, 1-45 (1939)
- [78] Li, K. Pickering, and R. Farrell. Determination of interfacial shear strength of white rotfungi treated hemp fibre reinforced polypropylene. Composites Science and Technology, vol. 69, 2009, pp. 1165–1171. 2009.

ملخص

عتمد تصميم البوليمرات بشكل عام على إضافة المواد المضافة والحشوات والألياف القصيرة والطويلة التي تعدل الخصائص الفيزيائية والكيميائية والميكانيكية الحرارية للبوليمرات الأساسية. لذلك ، تختلف المواد البوليمرية عن غيرها من المواد غير العضوية (المعادن ، الزجاج ، السيراميك). تتيح هذه المركبات إمكانية الجمع بين خصائص المواد البوليمرية والمواد غير العضوية. أدت الضغوط الميكانيكية المختلفة المطبقة على المواد التي تمت دراستها إلى تدهور كبير في الواجهة لمركبات Glass / PMMA و Aramid / PMMA ، وانخفاض طفيف لمركب Carbon / PMMA ، وأظهرت أيضاً توافقاً جيداً بين المحاكاة العددية و السلوك الحقيقي للمواد الثلاث. تظهر المحاكاة العددية أن مركب الكربون/ PMMA يتمتع بمقاومة فائقة للضغوط الميكانيكية مقارنة بمواد الأراميد/ PMMA والزجاج PMMA ، وأن الأراميد/ PMMA أكثر مقاومة مقارنة بالزجاج PMM ، وهو ما أكده مصطفى ارتكين.

الكلمات المفتاحية: الكربون ، الزجاج ، الأراميد، PMMA

Résumé

La conception des polymères est généralement basée sur l'ajout des additifs, des charges et des fibres courtes et longues qui modifient les caractéristiques physico-chimiques et thermomécaniques des polymères de base. Par conséquent, les matériaux polymères sont différents des autres matériaux inorganiques (métaux, verres, céramiques). Ces composites permettent d'allier les propriétés des matériaux polymères et inorganiques. Les différentes contraintes mécaniques appliquées sur les matériaux étudiés ont engendré une dégradation significative à l'interface pour les composites Verre/PMMA et Aramide/PMMA, et un faible abaissement pour le composite Carbone/PMMA, et montrent, aussi, une bonne concordance entre la simulation numérique et le comportement réel des trois matériaux. La simulation numérique fait ressortir que le composite Carbone/PMMA a une résistance supérieure aux contraintes mécaniques comparant aux autres matériaux Aramide/PMMA et Verre/PMMA, et que Aramide//PMMA est plus résistant par rapport au Verre/PMMA ce qui a été confirmé par Mustafa Ertekin .

Mots clés: carbone, aramide, verre, Weibull approche, endommagement, AG.

Abstract

The design of polymers is generally based on the addition of additives, fillers and short and long fibers which modify the physicochemical and thermomechanical characteristics of the base polymers. Therefore, polymeric materials are different from other inorganic materials (metals, glasses, ceramics). These composites make it possible to combine the properties of polymeric and inorganic materials. The different mechanical stresses applied to the materials studied generated a significant degradation at the interface for the Glass/PMMA and Aramid/PMMA composites, and a slight lowering for the Carbon/PMMA composite, and also show a good agreement between the numerical simulation and the real behavior of the three materials. Numerical simulation shows that the Carbon/PMMA composite has a superior resistance to mechanical stresses compared to other Aramid/PMMA and Glass/PMMA materials, and that Aramid//PMMA is more resistant compared to Glass/PMMA, which has been confirmed. by Mustafa Ertekin.

Keywords: carbon, glass, aramid, PMMA, Weibull approach, damage, genetic algorithm.