



MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
UNIVERSITÉ « Abbès LAGHROUR » DE KHENCHELA
FACULTÉ DES SCIENCES ET DE TECHNOLOGIE



Département de Génie Mécanique

N° de série :.....

Mémoire de fin d'études

Pour l'obtention du diplôme de Master (L.M.D)

Spécialité : Génie Mécanique

Option : conception mécanique et productique

Thème

*Effet De La Rupture Des Fibres Courtes
Sur Le Comportement D'Un Matériau
Composite*

Réalisé par : - *CHERIET Ramzi*
- *MAAROUF Nadhem*

Dirigé par : *Mr. MANSOURI khelifa M.A.A*

Membres de jury :

<i>Mr. CHITOUR Mourad</i>	<i>M.A.A</i>	<i>Université de Khenchela</i>	<i>Président</i>
<i>Mr. SID Nouredine</i>	<i>M.A.A</i>	<i>Université de Khenchela</i>	<i>Examineur</i>

Présenté le 10/09/2020

Liste des figures

Chapitre I Généralités sur les matériaux composites

Figure I. 1 Matériau composite	4
Figure I. 2 Diverses formes et origines de renfort	5
Figure I.3 : Procède d'étiage des fibres de verre	7
Figure I.4 Différentes familles de matrice	9
Figure 1.5 principe du moulage au contact	11
Figure 1.6 Principe du moulage par projection simultanée	12
Figure 1.7 principe de moulage par infusion	13
Figure 1.8 principe de moulage par injection de résine	14
Figure 1.9 Principe de moulage par centrifugation	14
Figure 1.10 Composite mono couche	15
Figure I.11 Plaque stratifiée.....	16
Figure 1.12 Composite sandwich	16

Chapitre II Etude analytique

Figure. II.1 Quelques types de composites à fibres courtes.....	18
Figure. II.2 Composites à fibres courtes d'orientation aléatoire en 3D et 2D.....	18
Figure II.3. Schematic diagram of short fiber reinforced composite with far field composite stress σ_c	19
Figure II.4. Matrice renforcée par fibres courtes.....	20
Figure II.5. Distance entre les fibres	20
Figure II.6. Arrangement des fibres.....	21
Figure. II.7 Interprétation géométrique des limites théoriques de Voigt et Reuss.....	23
Figure II.8. Rupture de fibre.....	29
Figure II.9. Différents modes de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre.....	30
Figure II.10. Rupture transverse de la matrice.....	30

Figure II.11. Rupture longitudinale de la matrice.....	31
Figure II.12. Décohésion fibre-matrice.....	31
Figure III.13 Conformations successives prises par des fibres, soumises à un champ de vitesse de couette (la flexibilité des fibres augmente de A à D).....	34
Figure II.14 Mécanisme de la casse par flambement de fibres rigides dans un écoulement de cisaillement.....	34

Chapitre III Simulation numérique

Figure III.1. Concept simplifié de matériau composite et élément de volume représentatif (RVE).....	37
Figure III.2. Illustration de l'utilisation de nanofibres, où $d1 / d2 = 4$, pour augmenter la surface des fibres avec une fraction volumique constante.....	38
Figure III.3.composite classique constitué d'une seule fibre de diamètre $d1$	39
Figure III.4.composite avec un diamètre de fibre réduit $d2$	39
Figure III.5 Condition aux limites pour le model a fibre unique.....	42
Figure III.6 Condition aux limites pour le model a multifibre.....	42
Figure III.7 Maillage de la matrice.....	43
Figure III.8 Maillage de la fibre.....	43
Figure III.9 Maillage du composite (une seule fibre).....	43
Figure III.10 Distribution des contraintes Von Mises (une seule fibre).....	44
Figure III.11 Distribution des contraintes longitudinale xx (une seule fibre).....	44
Figure III.12 Distribution des contraintes Von Mises (deux fibres).....	45
Figure III.13 Distribution des contraintes longitudinale xx (deux fibres).....	45
Figure III.14 Distribution des contraintes Von Mises (trois fibres).....	46
Figure III.15 Distribution des contraintes longitudinale xx (trois fibres).....	46
Figure III.16 Distribution des contraintes longitudinale xx (quatre fibres).....	47
Figure III.17 Distribution des contraintes Von Mises (quatre fibres).....	47
Figure III.18 Evolution des contraintes longitudinale suivant le diamètre de la fibre.....	48
Figure III.19 Evolution des contraintes Von Mises suivant le diamètre de la fibre.....	48
Figure III.10 Distribution des contraintes Von Mises (une seule fibre).....	49
Figure III.11 Distribution des contraintes longitudinale xx (une seule fibre).....	49

Figure III.20 Distribution des contraintes Von Mises (deux fibres).....	50
Figure III.21 Distribution des contraintes longitudinale xx (deux fibres).....	50
Figure III.22 Distribution des contraintes Von Mises (trois fibres).....	51
Figure III.23 Distribution des contraintes longitudinale xx (trois fibres).....	51
Figure III.24 Distribution des contraintes longitudinale xx (quatre fibres).....	52
Figure III.25 Distribution des contraintes Von Mises (quatre fibres).....	52
Figure III.26 Evolution des contraintes longitudinale suivant le diamètre de la fibre.....	53
Figure III.27 Evolution des contraintes Von Mises suivant le diamètre de la fibre.....	53

liste des tableaux

Chapitre I Généralités sur les matériaux composites

<i>Tableau I.1</i> Caractéristiques mécaniques des fibres de verre	7
<i>Tableau I.2</i> Quelques propriétés mécaniques des fibres	8

Chapitre III Simulation numérique

<i>Tableau III.1</i> Comparaison de la surface transversale (A_x) et de la surface (A_s) entre les modèles composites à fibres classiques et à fibres réduites.....	38
<i>Tableau III.2</i> Propriétés du PA66.....	40
<i>Tableau III.3</i> Propriétés des fibres de verre de type E.....	41
<i>Tableau III.4.</i> Dimension du composite à une seule fibre.....	43

Sommaire

Introduction générale	1
Chapitre I Généralités sur les matériaux composites	
I.1 Introduction	4
I.2 Définition	4
I.3 Constituants des matériaux composites	4
I.3.1 le renfort	5
I.3.2 La matrice	9
I.3.3 Les charges et les additifs.....	10
I.4. Mise en œuvre des matériaux composites	11
I.5 Structure des matériaux composites.....	14
I.6 Les domaines d'utilisation	16
Chapitre II Etude analytique	
II.1 Introduction.....	18
II.2 Fibre courte.....	18
II.3 Distance entre les extrémités des fibres courtes.....	20
II.4 Arrangement des fibres.....	21
II.4.1 Arrangement hexagonal.....	21
II.4.2 Arrangement carré.....	22
II.5 Approche de prédiction du module élastique.....	23
II.5.1 Les limites théoriques de HILL - REUSS – VOIGT.....	23
II.5.2 Modèle de Cox (1952).....	24
II.5.3 Modèle de Hirsch (1962).....	24
II.5.4 Modèle de Piggot (1980)	25
II.5.5 Modèle de Lavngood et Goettler (1987).....	25
II.5.6 Modèle de Tsai et Pagano (1968).....	25

II.5.7 Modèle de Christensen et Waals (1972).....	26
II.5.8 Modèle de HALPIN-TSAI.....	27
II.5.9 Modèle de Bowyer et Bader	28
II.5.10 Modèle de Nicolais-Narkis.....	28
II.6 Mécanique de la rupture	29
II.7 Défauts présents dans les composites.....	32
II.7. 1 Rupture des fibres	33

Chapitre III Simulation numérique

III.1 Introduction.....	37
III.2 Objectif du travail	37
III.3 Matériaux étudié.....	39
III.4 Modélisation par élément finis	41
III.4.1 Propriété du composite.....	41
III.4.2 Condition aux limites.....	41
III.5 Résultats et discussion.....	42
III.5.1 Modèle sans rupture de la fibre.....	42
III.5.2 Modèle avec rupture de la fibre	49
Conclusion générale.....	56
Référence bibliographique.....	59

Introduction

générale

Introduction générale

Un matériau composite est constitué de différentes phases nommées renforts et matrice. Le renfort se présente sous forme de fibres continues et discontinues, le rôle du renfort est d'assurer la fonction de résistance mécanique aux efforts. La matrice assure quant à elle la cohésion entre les renforts de manière à répartir les sollicitations mécaniques. L'arrangement des fibres ; leurs orientations permettent de renforcer les propriétés mécaniques de la structure.

Les composites renforcés par des fibres courtes ou des particules ont été développés en grande partie pour combler l'écart de propriétés entre les stratifiés (des fibres continues) utilisés comme structures primaires par l'industrie aéronautique et aérospatiale et matériaux non renforcés utilisés principalement dans les applications non porteuses. À certains égards, les fibres courtes et les particules couplent les avantages de chacun de ces matériaux. Ainsi, la fibre courte et les particules ont trouvés leurs places dans les structures légèrement chargés, dans lequel la rigidité domine la conception, mais dans lequel il doit être également une augmentation notable de la force sur le matériau non renforcé [1].

Mathématiquement, on peut montrer que le composite renforcé par des nanofibres contient beaucoup plus de surface de contact que le composite classique, sans changement de fraction volumique. L'augmentation de la surface de contact peut aider à compenser la liaison imparfaite entre l'interphase fibre-matrice. Par conséquent, les matériaux composites constitués de nanofibres devraient offrir une résistance supérieure à celle d'un composite classique préparé avec la même fraction volumique [2].

L'objectif principal de ce travail est d'examiner les effets de diamètre du renfort pour améliorer la résistance des matériaux composites et l'effet de la rupture d'une fibre courte sur le comportement du composite. La recherche proposée étudiera les avantages possibles de l'utilisation de nanofibres par rapport aux fibres conventionnelles.

Pour cela, on a commencé notre travail par un premier chapitre consacré aux différents types de composites et les techniques de mise en œuvre en basant sur les composites renforcés par des fibres, ensuite, un deuxième chapitre consacré à une étude analytique sur le volume élémentaire représentatif (VER) et la loi des mélanges (Loi de Cox). Dans le troisième et dernier chapitre, on termine notre étude par une simulation numérique en utilisant le logiciel Castem pour chercher l'effet du diamètre des nanofibres sur le

comportement mécanique d'une plaque soumise a la traction. Enfin, en termine par une conclusion générale.

Chapitre I
Généralités sur les
matériaux composites

I.1. Introduction

Il existe différentes familles de matériaux : les métaux, les plastiques, les composites... Les matériaux composites ne sont pas une nouveauté, ils ont été utilisés par l'homme depuis très longtemps, citons par exemple le bois, le béton [3].

La première partie de ce chapitre est consacrée à la présentation des différents constituants des matériaux composites. Dans la deuxième partie, on va présenter le procédé de fabrication de ce type de matériaux et leurs structures.

I.2. Définition

Un matériau composite est constitué de l'assemblage de deux matériaux de natures différentes, se complétant et permettant d'aboutir à un matériau dont l'ensemble des performances est supérieur à celui des composants pris séparément [4]. Les matériaux composites disposent d'avantages importants par rapport aux matériaux traditionnels. Ils possèdent de nombreux avantages fonctionnels:

- légèreté
- résistance mécanique et chimique
- maintenance réduite
- liberté de forme et une bonne isolation électrique

I.3. Constituants des matériaux composites

En général les constituants principaux d'un matériau composite sont :

- La matrice.
- Le renfort.
- Les charges et les additifs.

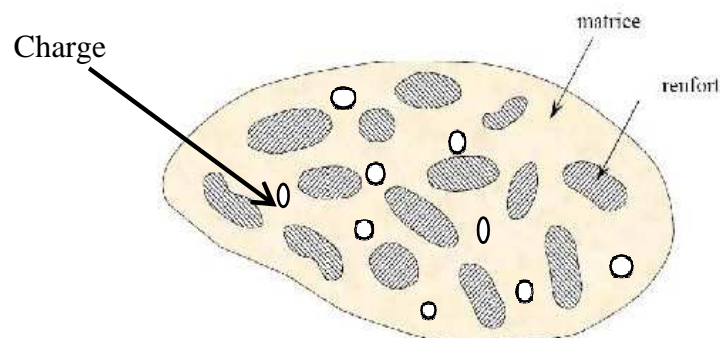


Figure I.1 : Matériau composite [3].

I.3.1. Le renfort

C'est le principal porteur constitutif dans le composite (forme, volume). Il confère aux composites leurs caractéristiques mécaniques : rigidité, résistance à la rupture, dureté.

Les renforts peuvent être d'origine minérale (verre, bore, céramique...) ou organique (carbone ou aramide). Les plus employées sont les fibres de verre. Les fibres de carbone sont privilégiées [5].

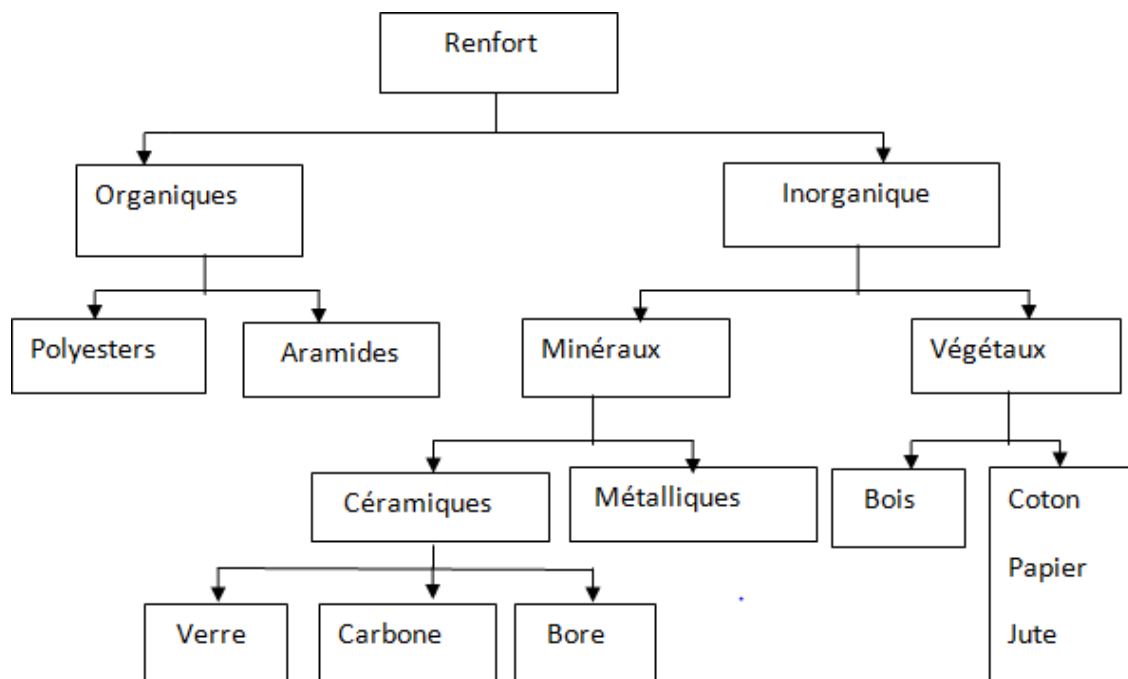


Figure I.2 Diverses formes et origines de renforts

I.3.1.1. Architecture des renforts

Il existe différentes géométries et textures de renforts

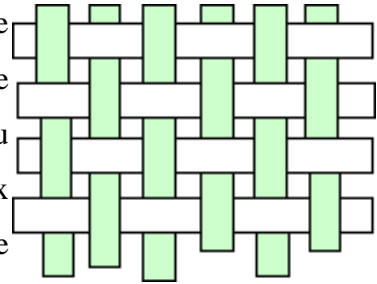
- **Les unidirectionnels (UD)**

Dans une nappe UD, les fibres sont assemblées parallèlement les unes par rapport aux autres à l'aide d'une trame très légère. Taux de déséquilibre très grand [6].

Les tissus se composent de fils de chaîne et de trames perpendiculaires entre eux. Le mode d'entrecroisement ou armure les caractérise.

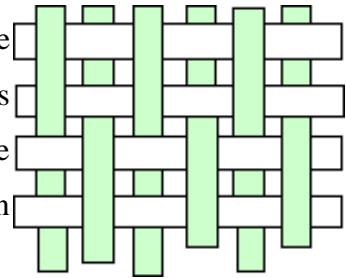
- **Toile ou taffetas**

Chaque fil de chaîne passe dessus puis dessous chaque fil de trame, et réciproquement. Le tissu présente une bonne planéité et une relative rigidité, mais est peu déformable pour la mise en œuvre. Les nombreux entrecroisements successifs génèrent un embuvage important et réduisent les propriétés mécaniques.



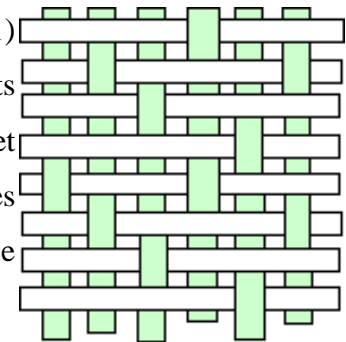
- **Serge**

Chaque fil de chaîne flotte au-dessus de plusieurs fils de trame et chaque fil de trame flotte au-dessus de (m) fils de chaîne. Armure de plus grande souplesse que le taffetas ayant une bonne densité de fils. Ci-contre, un sergé^{2/2}.



- **Satin**

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



I.3.1.2. Fibre de verre : Elle constitue le renfort essentiel des composites de grande diffusion. Elle est obtenue à partir de sable (silice) et d'additifs (alumine, carbonate de chaux, magnésie, oxyde de bore). On distingue trois types de fibres [6]:

- E : pour les composites de grande diffusion et les applications courantes;
- R : pour les composites hautes performances;
- D : pour la fabrication de circuits imprimés (propriétés diélectriques).

Les caractéristiques mécaniques des fibres de verre décrites ci-dessus sont résumées dans le Tableau (I-1).

Tableau I.1 Caractéristiques mécaniques des fibres de verre [6]

Caractéristiques	Type E	Type D	Type C	Type R	Type S
Contrainte à la rupture(Mpa)	3500	2450	2800	4650	4650
Module d'Young (Gpa)	73,5	52,5	70	86,5	86,5
Allongement à la rupture (%)	4,5	4,5	4	5,3	5,3

Fabrication des fibres de verre

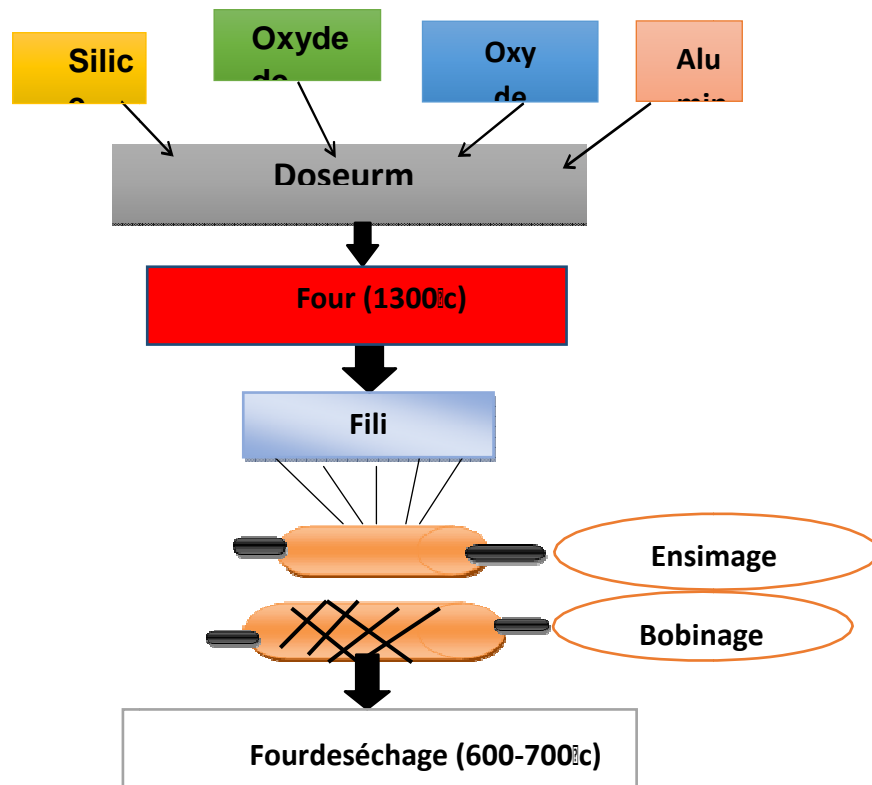


Figure I.3 Procédé d'étirage des fibres de verre [1]

I.3.1.3. Fibre de carbone

C'est la fibre la plus utilisée dans les applications hautes performances. Elle est obtenue à partir de PAN (Poly Acrylonitrile) ou à partir de Brai.



I.3.1.4. Fibre d'aramide

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



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

I.3.1.5. Fibre de bore

Fibre de haut module et insensible à l'oxydation à hautes températures, elles sont obtenues par dépôt en phase gazeuse sur un substrat en tungstène [4].

I.3.1.6. Fibres de silicium

Elles sont produites comme le verre, par fusion, et sont essentiellement utilisées pour leur haute tenue chimique et thermique dans les tuyères pour moteur de fusée [4].

Tableau I.2 Quelques propriétés mécaniques des fibres [3].

Fibre	Densité	Diamètre du filament (mm)	Charge de rupture en traction (Mpa)	Charge de rupture en compression (Mpa)	Allongement à la rupture (en %)	Module d'élasticité (Mpa)
Verre E	2.25	3-30	3400	1200	4.8	73000
Verre R	2.48	3-30	4400	1300	5.4	86000
Aramide bas module	1.45	12	3100	500	2	70000
Aramide haut module	1.45	12	3100	500	1	130000
Carbone haut module	1.8	8	2800	1800	0.5	200000
Bore	2.63	100-200	3500	3500	0.8	400000

I.3.2 La matrice

La matrice est l'élément qui lie et maintient les fibres. Elle répartit les efforts (résistance à la compression ou à la flexion) et assure la protection chimique des fibres.

La classification des types de matrices couramment rencontrées est donnée sur la Figure (I-4)

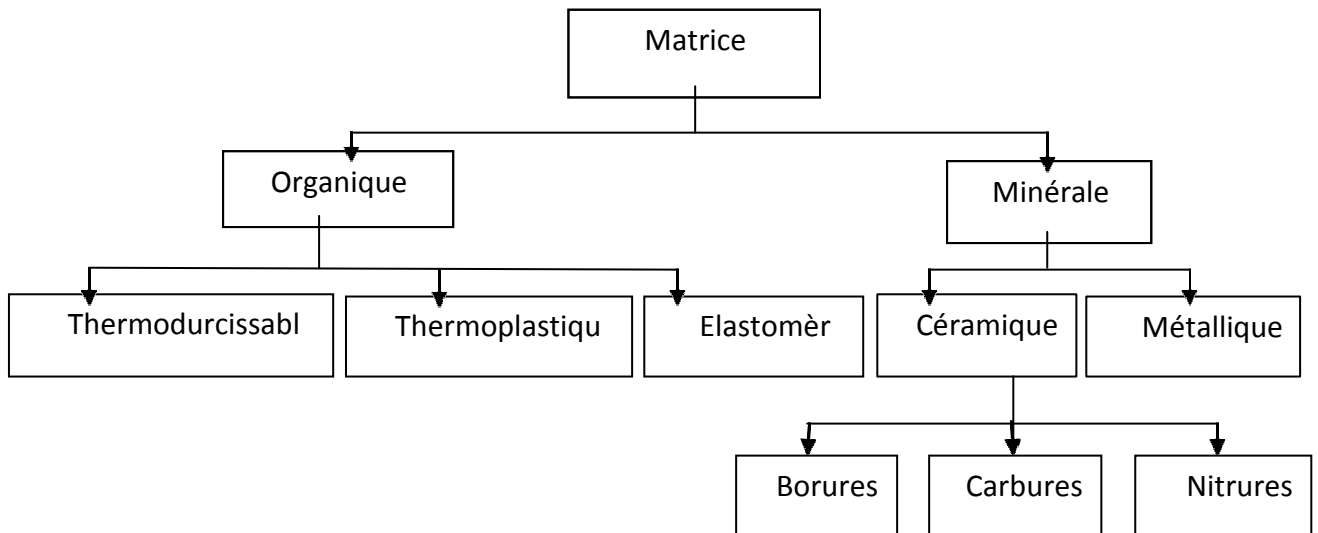


Figure I.4 Différentes familles de matrice.

Les résines les plus employées dans les matériaux composites sont les résines thermodurcissables et les résines thermoplastiques

a) Résines thermodurcissables

Les résines thermodurcissables ont des propriétés mécaniques élevées (traitement thermique ou physico-chimique). Ces résines ont donc la particularité de ne pouvoir être mises en forme qu'une seule fois. Les principales résines thermodurcissables utilisées dans la mise en œuvre des matériaux composites sont par ordre décroissant en tonnage : les résines polyesters insaturées, les résines de condensation, les résines époxydes.

a).1 Les résines époxydes

Les résines les plus utilisées après les résines polyesters insaturées sont les résines époxydes [5]. Elles ne représentent cependant que 5 % du marché composite, à cause de leur prix élevé (de l'ordre de cinq fois plus que celui des résines polyesters) [3].

Du fait de leurs bonnes caractéristiques mécaniques, les résines époxydes, généralement utilisées sans charges, sont les matrices des composites à hautes performances (constructions aéronautiques, espace, missiles, etc.).

Les caractéristiques mécaniques générales des résines époxydes sont les suivantes :

- Masse volumique 1 100 à 1 500 kg/m³
- Module d'élasticité en traction 3 à 5 GPa
- Contrainte à la rupture en traction 60 à 80 MPa
- Contrainte à la rupture en flexion 100 à 150 MPa
- Allongement à la rupture 2 à 5%
- Résistance au cisaillement 30 à 50 MPa
- Température de fléchissement sous charge 290°C

b) Résines thermoplastiques

Ce sont des polymères pouvant être alternativement ramollis par chauffage et durcis par refroidissement dans un intervalle de température spécifique du polymère étudié. Les résines thermoplastiques présentent l'aptitude à l'état ramolli, de se mouler aisément par plasticité [3].

c) Résines thermostables

Ce sont des polymères présentant des caractéristiques mécaniques stables sous des pressions et des températures élevées (>200°C) appliquées de façon continue. Cette propriété est mesurée en déterminant la température que peut supporter la résine durant 2000h sans perdre la moitié de ses caractéristiques mécaniques [3].

I.3.3. Les charges et les additifs

I.3.3.1. Les charges

a) Charges renforçantes

L'objet de l'incorporation de charges renforçantes est d'améliorer les caractéristiques mécaniques de la résine [3]. Ces charges peuvent être classées suivant leur forme géométrique en

- Charges sphériques
- Charges non sphériques

b) Charges non renforçantes

Les charges non renforçantes ont pour rôle soit de diminuer le coût des résines en conservant les performances des résines, soit d'améliorer certaines propriétés des résines. Parmi ces classes on trouve :

- Charges de faible coût.
- Charges ignifugeantes.
- Charges conductrices et antistatiques

I.3.3.2. Les additifs

Les additifs se trouvent en faible quantité (quelques % et moins) et interviennent comme [3]:

- Lubrifiants et agents de démoulage,
- Pigments et colorants,
- Agents anti-retrait,
- Agents anti-ultraviolets

I.4. Mise en œuvre des matériaux composites

I.4.1. Moulage au contact

Principe

Procédé manuel pour la réalisation de pièces à partir de résines thermodurcissables, à température ambiante et sans pression. Les renforts sont déposés sur le moule et imprégnés de résine liquide, accélérée et catalysée. Après durcissement de la résine, la pièce est démoulée et détournée.

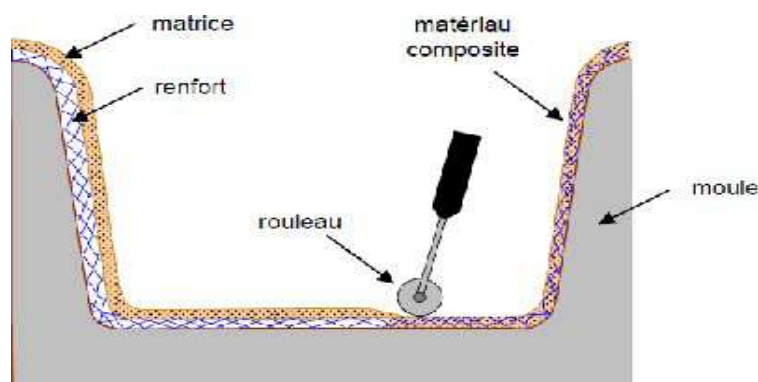


Figure I.5 Principe du moulage au contact

I.4.2. Moulage par projection simultanée

Principe

Procédé manuel ou robotisé permettant la réalisation de pièces à partir de résines thermodurcissables à température ambiante et sans pression. Les matières premières sont mises en œuvre à l'aide d'une machine dite "de projection" comprenant :

- un dispositif de coupe - projection du renfort (fibre)
- un ou deux pistolets projetant simultanément la résine

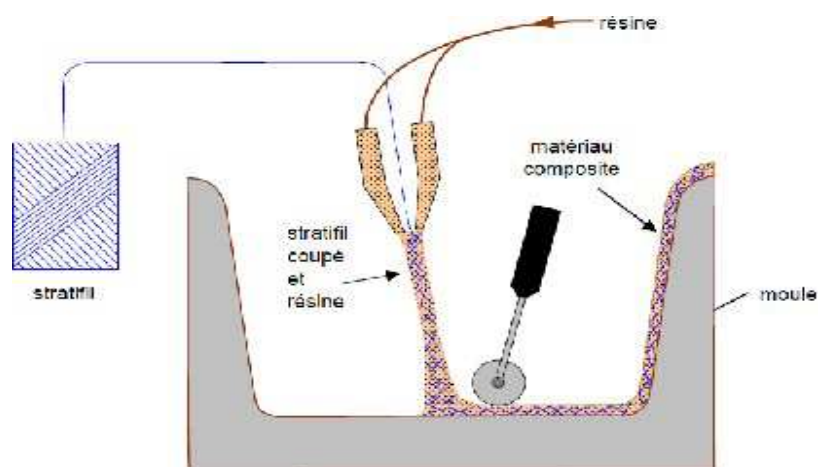


Figure I.6 Principe du moulage par projection simultanée.

I.4.3. Moulage sous vide

Principe

Le moulage sous vide s'effectue entre moule et contre-moule rigide, semi-rigide ou souple suivant la technologie de mise en œuvre.

Le renfort (mat, tissu, préforme) est placé à l'intérieur du moule ; la résine catalysée est versée sur le renfort. On utilise la pression qui s'exerce sur le moule lors de la mise sous vide pour répartir la résine et imprégner le renfort. La résine peut également être injectée par l'aspiration consécutive au vide.

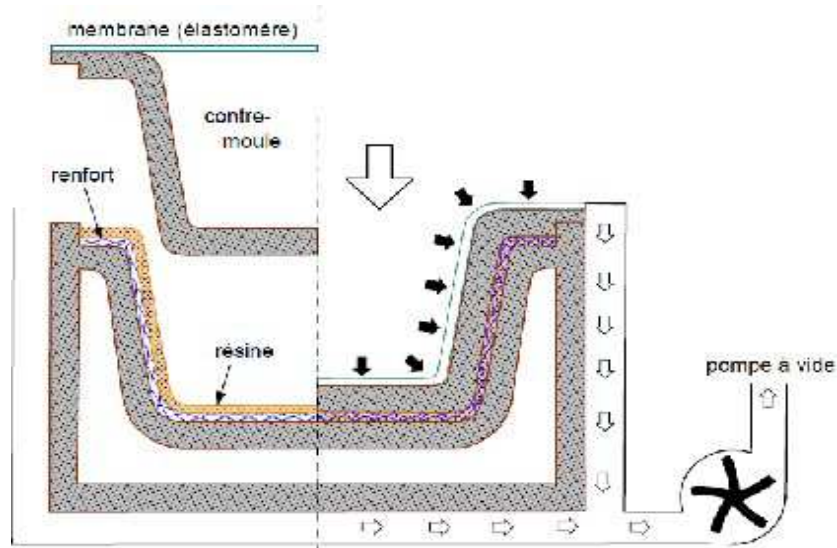


Figure I.7 Principe de moulage par infusion [3].

Avantages et inconvénients

Avantage

- Taux de renfort pouvant atteindre 65 %.
- Bon compactage des tissus
- Bonne imprégnation

Inconvénients

- Difficulté de mise en œuvre et de la gestion des paramètres
- Matériel non réutilisable

I.4.4. Moulage par projection de résine

Principe

Le moulage par injection de résine RTM (Résine Transfert Molding). Une nappe de fibre (tissus, mats) est déposée dans un moule fermé étanche et la résine est injectée à basse

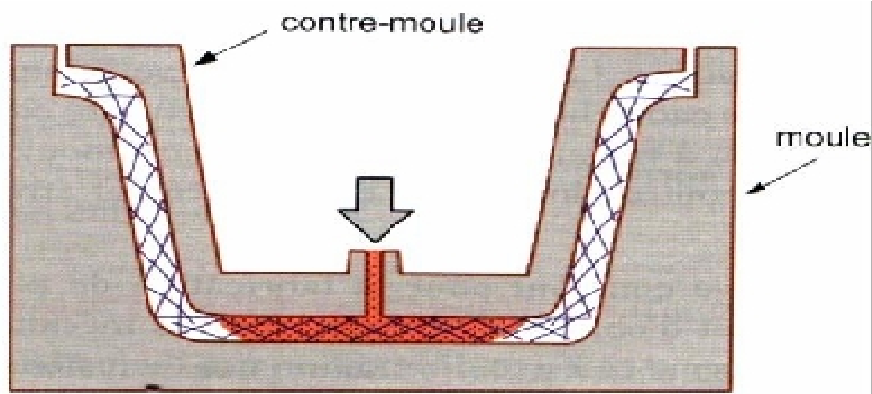


Figure I.8 Principe de moulage par injection de résine [3].

I.4.5. Moulage par centrifugation

Principe

Procédé de moulage limité aux enveloppes cylindriques. Le renfort (fibres longues coupées) et la résine sont déposés dans un moule cylindrique chauffé tournant à grande vitesse.

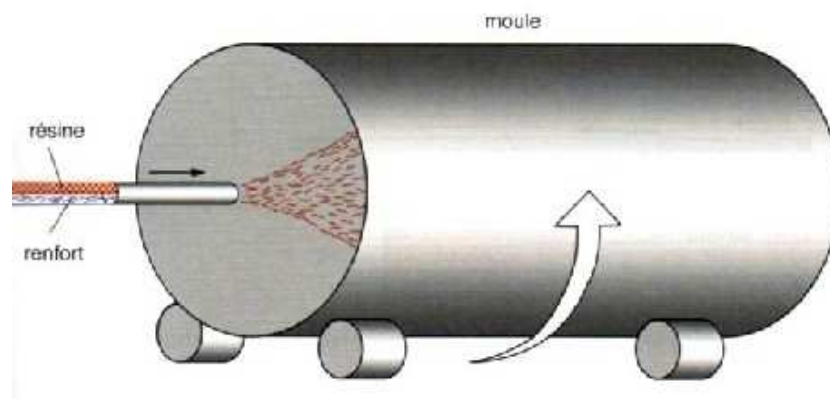


Figure I.9 Principe de moulage par centrifugation [3].

I.5. Structure des matériaux composites

Les structures des matériaux composites peuvent être classées en trois types

- Les monocouches
- Les stratifiées
- Les sandwichs

I.5.1. Les monocouches

Les monocouches sont les éléments de base des structures composites. Des fibres unidirectionnelles placées dans le plan médian sont emprisonnées dans une matrice polymère. Ils sont caractérisés par le type de renfort utilisé : des fibres longues (unidirectionnelles ou non), courtes, sous forme de tissus, de rubans [8].

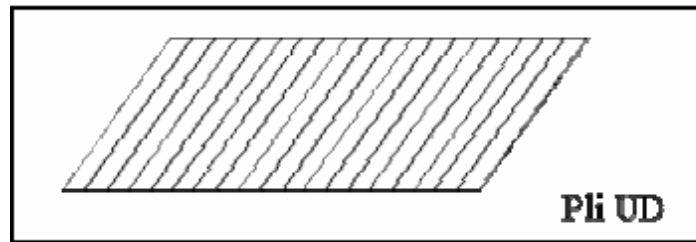


Figure I.10 Composite monocouche.

I.5.2. Les Stratifiés

On appelle stratifié un matériau composé d'un ensemble ordonné de couches d'orientation et d'épaisseur données, constituées de divers matériaux (figure I-12). Une couche d'un stratifié est souvent appelée une strate. Le type de stratifié est défini généralement par sa séquence d'empilement, information qui fournit de manière synthétique l'orientation des diverses couches d'un stratifié. L'avantage que présentent les composites stratifiés est de permettre de créer des matériaux aux propriétés mécaniques orientées de manière optimale afin de mieux répondre aux sollicitations de la structure [9].

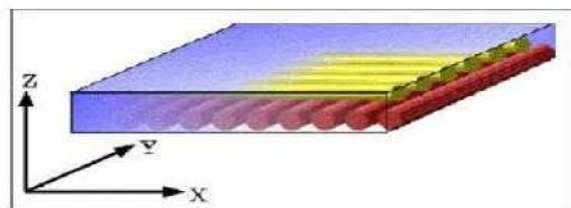
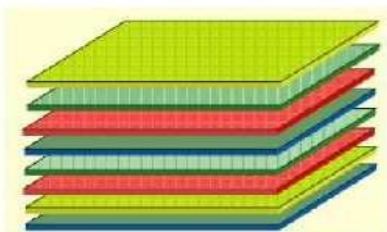


Figure I.11 Plaque stratifiée.

I.5.3. Sandwichs

Matériaux composés de deux semelles (ou peaux) de grande rigidité et de faible épaisseur enveloppant une âme (ou cœur) de forte épaisseur et faible résistance. L'ensemble forme une structure d'une grande légèreté. Le matériau sandwich possède une grande légèreté isolant en flexion et c'est un excellent thermique [6].

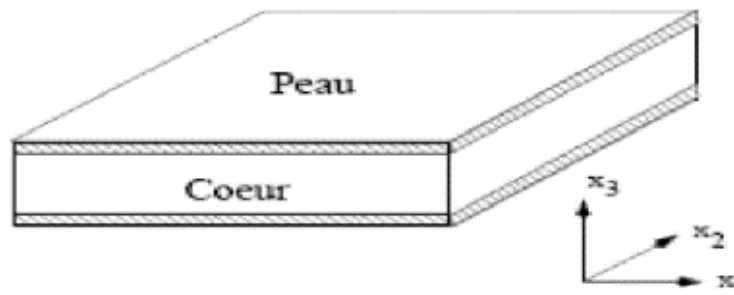


Figure I.12 Composite sandwich.

I.6. Les domaines d'utilisation

Les matériaux composites de nos jours prennent une place prépondérante dans différents domaines:

- Électricité et électronique,
- Bâtiment et travaux publics,
- Transports routiers, ferroviaires, maritimes, aériens et spatiaux (notamment militaire,)
- Santé (instrumentation médicale) [10].

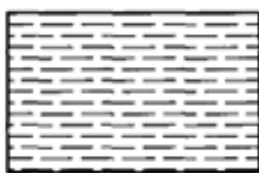
Chapitre II
Etude analytique

II.1 Introduction

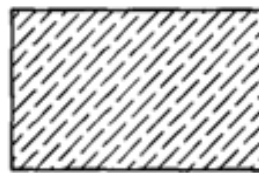
Les polymères renforcés par des fibres courtes se sont retrouvés dans des structures secondaires légèrement chargées, dans lesquelles la rigidité domine la conception, mais dans laquelle il doit y avoir également une augmentation notable de la résistance sur le polymère non renforcé [11] car ils offrent non seulement des propriétés mécaniques supérieures, mais ils peuvent également être facilement produits [12]. Nombreux modèles prédisant le module élastique des composites à fibres courtes, certains seront discutés.

II.2 Fibre courte

Longueur varie de quelques centimètres aux fractions de millimètre. Les composites à fibres courtes sont moins résistants que les composites à fibres continues. Types de renforcement : alignées, alignées suivant les axes naturels et aléatoires (Figure II.1).



(a) fibres courtes alignées



(b) fibres courtes alignées suivant une direction quelconque



(c) fibres courtes de directions aléatoire

Figure. II.1 Quelques types de composites à fibres courtes



(a) Orientation aléatoire en 3D lorsque la longueur des fibres est plus faible que l'épaisseur de la pièce



(b) Orientation aléatoire en 2D lorsque la longueur des fibres est plus grande que l'épaisseur de la pièce

Figure. II.2 Composites à fibres courtes d'orientation aléatoire en 3D et 2D

L : longueur de la fibre

t : épaisseur de la plaque

On a deux cas :

- a- L est négligeable par rapport à l'épaisseur t avec orientation aléatoire (isotrope dans les trois directions)
- b- t est négligeable par rapport à l'épaisseur L avec orientation aléatoire, l'orientation suivant la direction de l'épaisseur est impossible donc matériel isotrope en 2D [12].

Le composite est renforcé par des fibres courtes est soumis à une charge de traction longitudinale, la partie principale de la charge est née dans les fibres. Les fibres courtes sont considérées comme alignées uniaxialement avec la contrainte appliquée dans la direction axiale des fibres (figure II.3). On considère que le composite contenant des fibres qui ont toutes la même longueur et le même diamètre et sont toutes parallèles [13]. La technique fournit une méthode permettant d'obtenir une dispersion uniforme et homogène de fibres et de matrice.

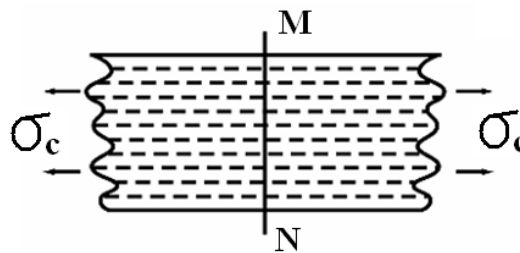


Figure II.3. Schematic diagram of short fiber reinforced composite with far field composite stress σ_c

Il est bien connu que lorsqu'un composite renforcé par des fibres est soumis à une tension uniaxiale, les déplacements axiaux dans la fibre et dans la matrice seront différents en raison des différences dans les propriétés élastiques de ces deux composants. En conséquence, des contraintes de cisaillement seront créées sur tous les plans parallèles aux axes des fibres. La contrainte de cisaillement et la contrainte de cisaillement résultante sont les principaux moyens par lesquels la charge est transférée aux fibres (pour un composite à fibres courtes). Les propriétés des composites renforcés par des fibres dépendent fortement de la disposition géométrique des fibres dans la matrice. Cet arrangement est caractérisé par la fraction volumique, le rapport d'aspect des fibres et les paramètres d'espacement des fibres.

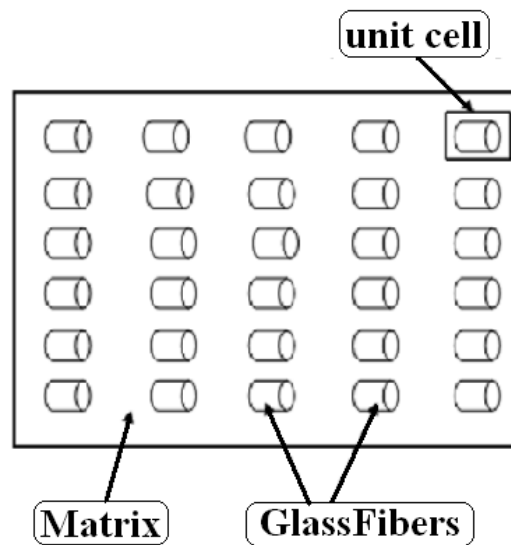


Figure II.4. Matrice renforcée par fibres courtes

II.3 Distance entre les extrémités des fibres courtes

On prend l'espacement moyen centre-centre des fibres perpendiculairement à leur longueur pour obtenir $2R$. De plus, pour le cas des fibres courtes où les extrémités des fibres ne se rencontrent pas, la fraction volumique maximale des fibres varie également avec la distance entre les extrémités des fibres. Supposons que cette distance entre les extrémités de deux fibres soit de $2\delta_f$ comme le montre la Figure II.5.

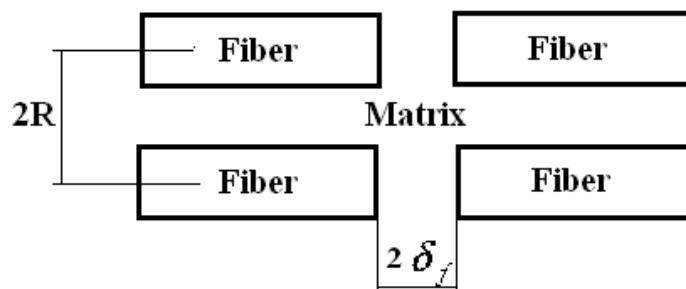


Figure II.5. Distance entre les fibres

II.4 Arrangement des fibres

Dans l'analyse théorique du composite renforcé par des fibres courtes alignés, les fibres sont modélisées pour être arrangés uniformément dans des arrangements réguliers avec chaque fibre ayant une section transversale circulaire et le même diamètre (Figure II.5) [14].

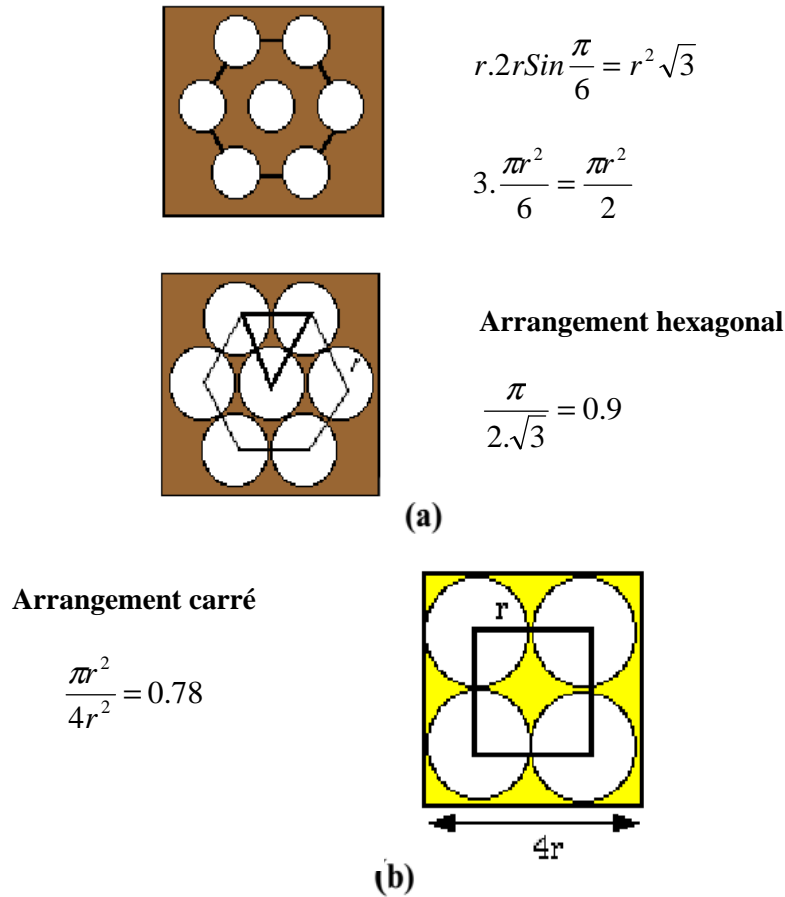


Figure II.6. Arrangement des fibres

Il existe deux modèles d'arrangement simples, un arrangement carré et un arrangement hexagonal avec renfort de section circulaire. D'après la Figure II.6 (a) et (b), il apparaît clairement que des fractions volumiques supérieures à 90% sont impossibles et que même une charge de fibres de 78% serait très difficile à obtenir. En pratique, la fraction volumique maximale est d'environ 60% dans les composites unidirectionnels alignés.

II.4.1 Arrangement hexagonal

L'arrangement de fibres de ce type est représenté schématiquement sur la Figure II.6, supposons qu'il y a des N fibres dans le composite. Considérant l'élément hexagonal (Figure II.6 (a)) et selon la définition de la fraction volumique de fibres d'un composite, dans ce cas la fraction volumique maximale de fibres est calculé comme suit :

$$V_{fmh} = \frac{V_{fiber}}{V_{total}} = \frac{3\pi r^2 l_f}{3\sqrt{3}/2 (2R_{min})^2 (l_f + 2\delta_f)} \tag{II.1}$$

$$V_{fmh} = \frac{\pi}{2\sqrt{3}} \left(\frac{r}{R_{\min}} \right)^2 \left(\frac{1}{1 + \frac{2\delta_f}{l_f}} \right) \quad (\text{II.2})$$

Dans le cas où la longueur de la fibre est aussi longue que $l \gg \delta_f$ l'effet des extrémités des fibres peut être négligé, l'expression devient:

$$V_{fmh} = \frac{\pi}{2\sqrt{3}} \left(\frac{r}{R_{\min}} \right)^2 \quad (\text{II.3})$$

II.4.2 Arrangement carré

L'arrangement de fibre dans ce cas est montré dans la figure 4 (b), et nous avons en conséquence :

$$V_{fms} = \frac{V_{fiber}}{V_{total}} = \frac{\pi r^2 l_f}{(2R_{\min})^2 (l_f + 2\delta_f)} \quad (\text{II.4})$$

$$V_{fms} = \frac{\pi}{4} \left(\frac{r}{R_{\min}} \right)^2 \left(\frac{1}{1 + \frac{2\delta_f}{l_f}} \right) \quad (\text{II.5})$$

Pour le cas de fibre longue, il devient:

$$V_{fms} = \frac{\pi}{4} \left(\frac{r}{R_{\min}} \right)^2 \quad (\text{II.6})$$

On peut voir en comparant Eq3 et Eq6 que dans l'une ou l'autre des deux formes d'arrangement, la différence entre les fractions volumique maximum de fibre de ces deux formes d'arrangement est donnée par:

$$\frac{V_{fms}}{V_{fmh}} = \frac{\sqrt{3}}{2} \quad (\text{II.7})$$

C'est-à-dire que la fraction volumique maximale possible pour l'arrangement carré est inférieure à celle de l'arrangement hexagonal. Notez que lorsque l'effet de l'orientation des

fibres est pris en compte, l'arrangement des fibres peut ne pas être aussi régulier que les deux exemples présentés ici [15].

II.5 Approche de prédiction du module élastique

Les composites à matrice polymère renforcés de fibres sont largement utilisés dans l'industrie et il existe alors un besoin évident de prédiction de leurs propriétés mécaniques [16]. Plusieurs approches ont été proposées pour développer des modèles théoriques prédisant le module élastique et la résistance à la traction ultime des composites à fibres courtes dans la littérature. Ces approches vont de la modélisation empirique basée sur les observations expérimentales à des traitements analytiques sophistiqués basés sur un point de vue microscopique [17].

II.5.1 Les limites théoriques de HILL - REUSS - VOIGT

Les premières études ont porté sur le concept d'homogénéisation des microstructures hétérogènes. Certains ont été réalisés il y a plus d'un siècle par VOIGT (1889) et REUSS (1929) qui ont proposé différentes approximations simples pour les données matérielles effectives des matériaux élastiques linéaires hétérogènes qui ont servi de base à un résultat primaire Par HILL (1952). Les hypothèses VOIGT et REUSS ont une interprétation physique comme représentée dans (Figure. II.7). En regardant une tige sous une charge de tension, l'approche VOIGT serait exacte pour différents matériaux étant connectés en parallèle par rapport à la charge appliquée. Le modèle REUSS serait exact pour les différents matériaux étant connectés en série.

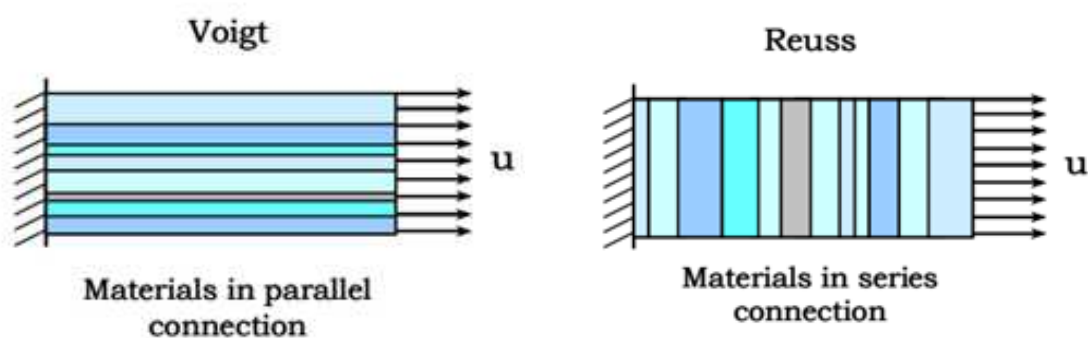


Figure. II.7 Interprétation géométrique des limites théoriques de Voigt et Reuss

Les modèles les plus simples sont ceux qui utilisent la règle des mélanges (combinant les règles). Voigt suppose que chaque composante était soumise à la même déformation, donnant,

$$E_c = E_f V_f + E_m V_m \quad (\text{II.8})$$

Alternativement, Reuss suppose que chaque phase était soumise à la même contrainte, donnant,

$$E_c = \frac{E_m E_f}{E_m V_f + E_f V_m} \quad (\text{II.9})$$

II.5.2 Modèle de Cox (1952)

Cox qui a utilisé une formulation de cisaillement pour modéliser le module élastique longitudinal a montré que le module de composites à fibres courtes peut être exprimé comme suit:

$$E_c = \left(\frac{1}{5}\right)E_{11} + \left(\frac{4}{5}\right)E_{22} \quad (\text{II.10})$$

Où E_{11} et E_{22} sont les modules dans les directions transversales. Pour le composite à fibres courtes, on peut utiliser $E_{11} = E_f$ du modèle de Voigt et $E_{22} = E_m$ du modèle de Reuss.

II.5.3 Modèle de Hirsch (1962)

Le modèle de Hirsch, correspond à une combinaison des deux modèles précédents (Voigt et de Reuss), par l'introduction du paramètre ajustable (x). Ce paramètre détermine en quelque sorte le transfert de contraintes entre la fibre et la matrice. Ce paramètre est toutefois considéré comme principalement déterminé par l'orientation des fibres, la longueur des fibres et la concentration des contraintes aux extrémités des fibres [18]. Si l'angle entre la fibre et la direction de la force est égale à 90° , x aura une valeur égale à zéro.

Le module de Young et la contrainte du composite sont déterminés par les équations :

$$E_c = x(E_f V_f + E_m V_m) + (1-x) \frac{E_f E_m}{E_f V_m + E_m V_f} \quad (\text{II.11})$$

$$\sigma_c = x(\sigma_f V_f + \sigma_m V_m) + (1-x) \frac{\sigma_f \sigma_m}{\sigma_f V_m + \sigma_m V_f} \quad (\text{II.12})$$

II.5.4 Modèle de Piggot (1980)

Piggot Suggère le module élastique pour les composites ayant des fibres qui sont aléatoires en trois dimensions comme :

$$E_c = \left(\frac{1}{5}\right) V_f E_f + V_m E_m \quad (\text{II.13})$$

II.5.5 Modèle de Lavngood et Goettler (1987)

Ont établi une procédure générale pour prédire le module moyen de Young pour les composites à fibres courtes à orientation aléatoire. Lorsque les fibres sont orientées bidimensionnellement, ils ont dérivé l'expression de Reuss comme suit:

$$E_c = \frac{24 E_{11} E_{22}}{(7 E_{22} + 17 E_{11})} \quad (\text{II.14})$$

Où $E_{11} = E_m + V_f (E_f - E_m)$

$$E_{22} = E_m \left[\frac{2V_f (R-1) + (R+2)}{V_f (1-R) + (R+2)} \right]$$

Dans laquelle E_m et E_f sont les modules de Young de la matrice et de la fibre, respectivement. V_f est la fraction volumique de la fibre; R est le rapport du module de fibre transversal au module de matrice.

II.5.6 Modèle de Tsai et Pagano (1968)

Basé sur la théorie d'élasticité orthotrope, ce modèle, réalisé à l'aide d'un terme multiplicateur φ fonction de φ_{\max} (type d'arrangement des renforts), permet la détermination du module du composite à fibre courtes, isotrope dans le plan.

$$E_c = E_m \left(\frac{1 + \zeta \eta V_f}{1 - \eta \varphi V_f} \right) \quad (\text{II.15})$$

$$\text{Où } \eta = \frac{\frac{E_f}{E_m} - 1}{\frac{E_f}{E_m} + \zeta}$$

$$\zeta = K - 1 \text{ et } K = 1 + \frac{2l}{d}$$

$$\varphi = 1 + \left(\frac{1 - \varphi_{\max}}{\varphi_{\max}^2} \right) V_m$$

$\varphi_{\max} = 0.785$ Pour un arrangement carré des fibres.

$\varphi_{\max} = 0.82$ Pour un arrangement aléatoire des fibres.

l/d : facteur de forme de la fibre.

En résumé pour les des fibres courtes à distribution aléatoire dans un plan ou dans un volume, Tsai-Pagano, proposent dans les hypothèses de la théorie de l'élasticité orthotrope, la formulation si dessous :

$$E_c = \left(\frac{3}{8}\right)E_{11} + \left(\frac{5}{8}\right)E_{22}. \quad (\text{II.16})$$

Par analogie aux modules de Voigt et Reuss, dans le cas d'un composite unidirectionnel, cette équation peut s'écrire :

$$E_c = \left(\frac{3}{8}\right)E_{c\text{Voigt}} + \left(\frac{5}{8}\right)E_{c\text{Reuss}}. \quad (\text{II.17})$$

La génération de l'approche de Tsai-Pagano est une approche sur un composite quasi isotrope traité dans le plan comme s'il était un stratifié composé des plis unidirectionnels à angles définis avec le respect de la symétrie matérielle. Pour chaque couche du stratifié, le module est calculé par l'approche de Tsai-Pagano.

II.5.7 Modèle de Christensen et Waals (1972)

Ils ont utilisé l'approche moyenne pour trouver les constantes élastiques isotropes pour les composites avec une orientation de fibre aléatoire.

Pour le cas bidimensionnel :

$$E_c = \frac{1}{U} (U_1^2 - U_2^2). \quad (\text{II.18})$$

Où

$$U_1 = \frac{3}{8} E_{11} + \frac{G_{12}}{2} + \frac{(3 + 3\nu_{12} + 3\nu_{12}^2) G_{23} K_{23}}{2(G_{23} + K_{23})}$$

$$U_2 = \frac{1}{8} E_{11} + \frac{G_{12}}{2} + \frac{(1 + 6\nu_{12} + 3\nu_{12}^2) G_{23} K_{23}}{2(G_{23} + K_{23})}$$

Pour le cas tridimensionnel (Christensen, 1979), le module de composite à fibres orientées aléatoirement est:

$$E_c = \frac{[E_{11} + (4\nu_{12}^2 + 8\nu_{12} + 4)][E_{11} + (4\nu_{12}^2 \nu_{12} + 1)K_{23} + 6(G_{12} + G_{23})]}{3[2E_{11} + (8\nu_{12}^2 + 4\nu_{12} + 7)K_{23} + 2(G_{12} + G_{23})]}. \quad (\text{II.19})$$

Où le module de masse transversale K_{23} , le module de cisaillement longitudinal G_{12} , et le module de cisaillement transversal G_{23} , peuvent être obtenus à partir des résultats de Hill (1964) et de Hashin (1962) [17].

$$E_c^{2D} = E_f \frac{V_f}{\pi} + E_m \left(1 - \frac{V_f}{\pi} \right). \quad (\text{II.20})$$

$$E_c^{3D} = E_f \frac{V_f}{2\pi} + E_m \left(1 - \frac{V_f}{2\pi} \right). \quad (\text{II.21})$$

II.5.8 Modèle de HALPIN-TSAI

Ils ont fait une analyse plus précise de la micromécanique sur les composites unidirectionnels à fibres courtes. Pour simplifier, des équations approximatives ont été produites qui permettent une prédiction plus précise des propriétés.

La forme de base des relations est donnée comme:

$$\frac{E_i}{E_m} = \frac{1 + \eta_i \zeta_i V_f}{1 - \eta_i V_f} \quad (\text{II.22})$$

$$\text{Où } \eta_i = \frac{\left(\frac{E_f}{E_m}\right)^{-1}}{\left(\frac{E_f}{E_m}\right)^{-1} + \zeta_i}$$

i indique les deux principales directions matérielles; Longitudinale (L) ou transversale (T) au sens de la fibre ; le paramètre de forme de renforcement ζ_i dépend du sens de chargement et de la forme de remplissage:

$$\zeta_L = 2 \frac{L}{x}, \zeta_T = 2$$

Où: x est égal au diamètre de la fibre ou à l'épaisseur des plaquettes.

Pour l'orientation de la charge aléatoire [19], le module est approximé comme

$$E_c = \left(\frac{3}{8}\right)E_L + \left(\frac{5}{8}\right)E_T. \quad (\text{II.23})$$

II.5.9 Modèle de Bowyer et Bader

Les équations suivantes sont utilisées pour calculer le module dans le modèle de Bowyer et Bader modifié:

$$E_c = k_1 k_2 E_f V_f + E_m V_m \quad (\text{II.24})$$

Où k_1 est le facteur d'orientation de la fibre et K_2 est le facteur de la longueur de la fibre, qui dépend de la longueur critique de la fibre.

II.5.10 Modèle de Nicolais-Narkis

$$\frac{\sigma_c}{\sigma_m} = 1 - k V_f^{2/3} \quad (\text{II.25})$$

Où K est un paramètre qui dépend de l'adhérence fibre / matrice [20].

Tous les modèles précédents sont des modèles micromécaniques.

II.6 Mécanique de la rupture

La rupture finale d'un composite est le résultat de l'accumulation de divers mécanismes élémentaires :

- la rupture des renforts,
- la rupture transverse de la matrice,
- la rupture longitudinale de la matrice,
- la rupture de l'interface renfort – matrice.

Généralement, un mécanisme n'est pas isolé, mais divers mécanismes coexistent. Ces mécanismes se développent suivant la nature des matériaux et les conditions de sollicitations mécaniques imposées.

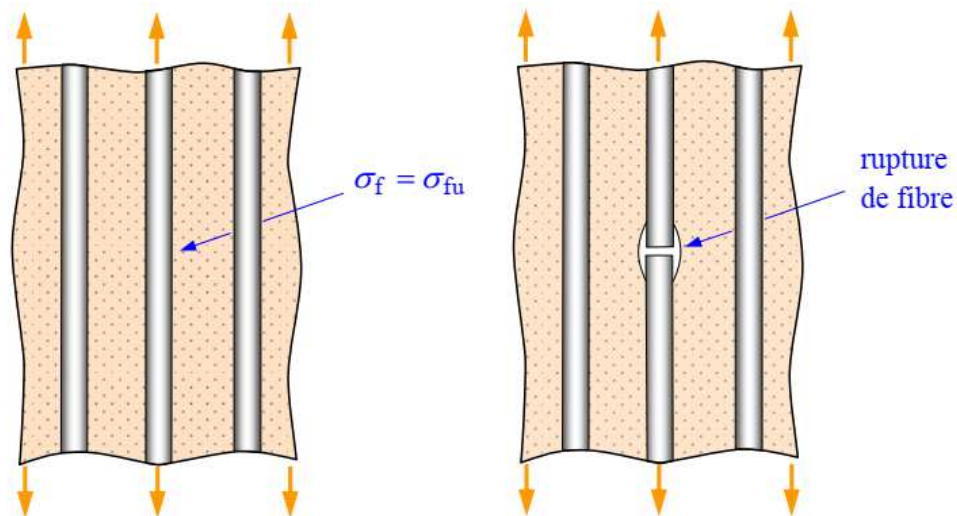


Figure II.8. Rupture de fibre

Dans un matériau composite unidirectionnel soumis à des sollicitations mécaniques, la rupture des fibres intervient lorsque la contrainte de traction σ_f dans une fibre atteint la contrainte à la rupture σ_{fu} de la fibre (Figure II.8). La rupture de la fibre produit une concentration de contraintes au voisinage de la rupture. La redistribution de ces 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, des propriétés de

l'interface fibre-matrice, etc. Les Figures II.9 montrent les différents processus de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre.

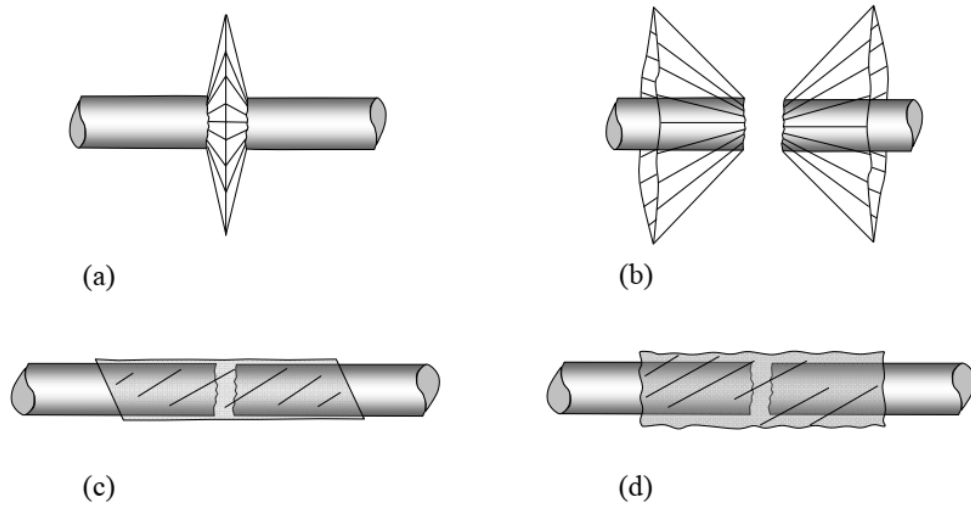
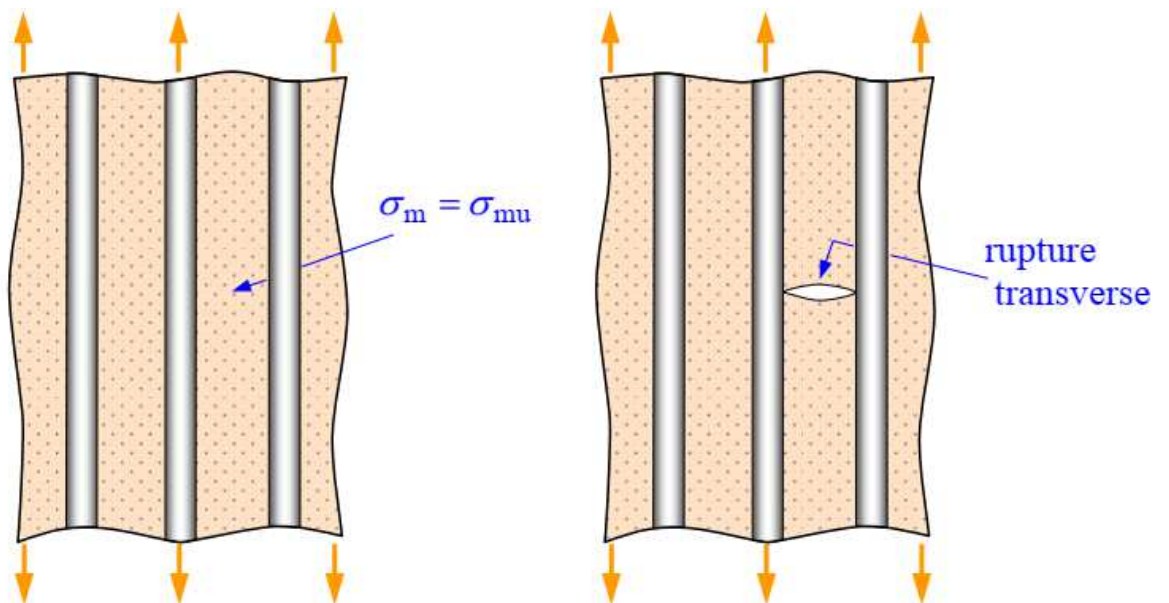


Figure II.9. Différents modes de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre.

(a) Rupture transverse de la matrice ; (b) Rupture en cisaillement de la matrice ; (c)



(c) Décohésion de l'interface fibre-matrice ; (d) Rupture longitudinale de la matrice.

Figure II.10. Rupture transverse de la matrice.

La fissuration de la matrice peut se produire, soit par fissuration transverse (Figure II.10) lorsque la contrainte en traction σ_m dans la matrice atteint la contrainte à la rupture σ_{mu} de la matrice, soit par fissuration longitudinale (Figure II.11) lorsque la contrainte de cisaillement τ_m dans la matrice atteint la contrainte en cisaillement à la rupture τ_{mu} , généralement au voisinage d'une fibre. Ce dernier mode de rupture, appelé "splitting" par les anglo-saxons, se produit lorsque la contrainte de décohésion est supérieure à la contrainte en cisaillement à la rupture de la matrice : $\tau_d > \tau_{mu}$. Dans le cas contraire où $\tau_d < \tau_{mu}$, il se produit une rupture par décohésion de l'interface fibre-matrice (Figure II.12). La rupture finale d'un matériau composite unidirectionnel est le résultat de l'accumulation de ces divers mécanismes élémentaires. L'initiation, puis la propagation de la rupture dépendent des propriétés des fibres et de la matrice, de l'interface fibre-matrice, de la fraction volumique des fibres, de l'état et des conditions de sollicitations mécaniques imposées [21].

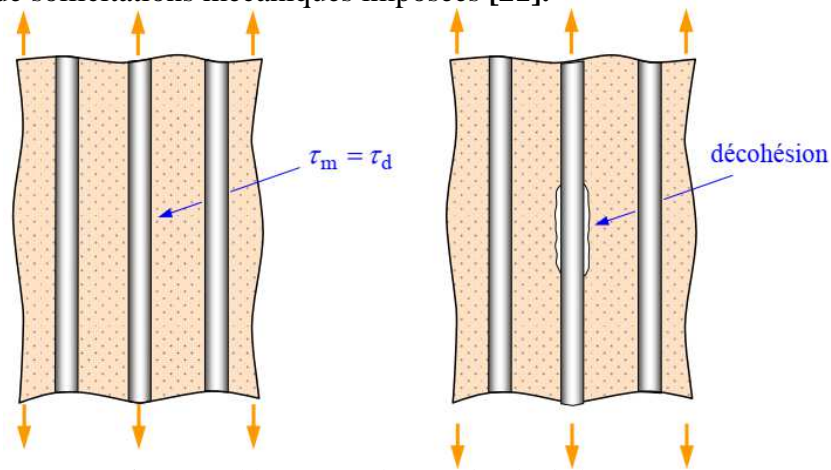


Figure II.11. Rupture longitudinale de la matrice.

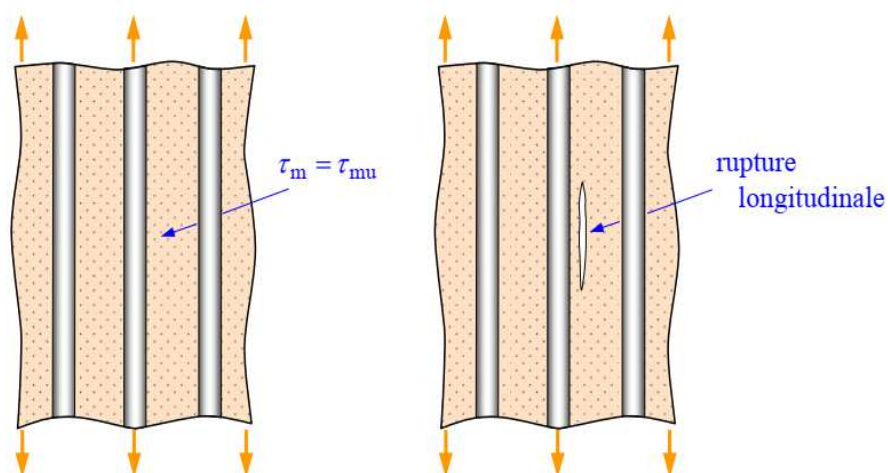


Figure II.12. Décohésion fibre-matrice.

II.7 Défauts présents dans les composites

La nature spécifique et la gravité des défauts constatés dans tout produit fabriqué seront caractéristiques du processus de fabrication. En outre, tout composite constitué de matériaux ayant des coefficients de dilatation thermique très différents qui sont chauffés pendant la fabrication peut, lors du refroidissement, développer des contraintes résiduelles suffisamment élevées pour craquer une matrice fragile. Les défauts qui peuvent être présents dans les composites fabriqués comprennent:

- état incorrect du durcissement de la résine, en particulier celui résultant des variations des températures exothermiques locales dans les sections épaisses ou complexes pendant l'autoclavage.
- fraction volumique totale de renforts incorrecte.
- fibres mal alignées ou cassées.
- distribution de fibres non uniforme, avec des régions riches en matrice résultantes.
- lacunes, chevauchements ou autres défauts.
- des pores ou des vides dans les régions riches en matrice.
- fissures de résine ou fissures transversales résultant de contraintes de déséquilibre thermique.
- décollements dans des composites thermoplastiques résultant de l'absence de refusions des flux séparés lors du moulage.
- dommages mécaniques autour des trous usinés.
- Défaillances des liaisons locales dans les composants composites collés [22].

Il existe des différences significatives entre les propriétés du renfort et de la matrice. La rigidité du renfort est beaucoup plus élevée que la rigidité de la matrice. La majeure partie du chargement est transférée sur la fibre. Les données expérimentales prouvent que la structure composite globale se comporte comme un matériau élastique linéaire. Si une analyse locale est appliquée, alors l'hétérogénéité est nécessaire. La modélisation des constituants locaux (renfort, matrice, interface) en utilisant la périodicité et la symétrie [23].

Les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes moulés par injection sont des matériaux composites. Leur comportement macroscopique résulte donc d'interactions entre la matrice thermoplastique hautement non linéaire et la fibre élastique courte [24].

L'endommagement microscopique sous la forme de décollage de renforts/matrices et de fissure dans la matrice constituent une étape importante vers la défaillance des composites, car ils peuvent déclencher d'autres modes de défaillance tels que les délaminages et la rupture des fibres. On sait que l'apparition des dommages microscopiques dépend de l'état de contrainte local, de la fraction volumique locale des renforts et des propriétés des renforts et de la matrice. Il est également sensible à la distribution spatiale des renforts [25].

II.7.1 Rupture des fibres

a) La casse des fibres pendant l'élaboration des composites

Les phénomènes de la casse des fibres sont décrits, quel que soit le type de fibre, comme provenant de trois facteurs principaux :

- les interactions fibres-fibres : pour les fibres de verre, ces interactions provoquent des contraintes de courbure par friction et une abrasion de la surface des fibres ;
- les interactions des fibres avec l'équipement de mélange;
- les interactions fibres-matrice : ces interactions comprennent celles entre les fibres et les granulés encore solides et les interactions avec le polymère fondu en écoulement [26].

b) Mécanismes et description de la rupture

Les théories sur la fracture des fibres rigides ont été initiées pour des suspensions diluées. L'analyse du mouvement et la déformation de particules filiformes dans un écoulement laminaire de cisaillement, à la fois d'une façon théorique et expérimentale. Les évolutions des conformations successives des fibres au cours du temps ont été résumées par en Figure III.8. En faisant varier le taux de cisaillement, le module de la fibre et son rapport de forme, on agit sur la flexibilité de la fibre qui va alors subir différents mouvements. Il a été montré que les fibres de verre ont une déformation de type B sur la Figure II.13. La théorie prévoit que les forces d'écoulement sont suffisantes pour provoquer le flambement des fibres en rotation lorsque celles-ci font un angle de 45° avec la direction de l'écoulement (Figure II.14). L'orientation d'une ellipse dans un fluide newtonien visqueux a été décrite par Jeffery en 1922. La particule elliptique reste longtemps stable alignée dans l'écoulement avant de

subir un déséquilibre et une rotation rapide, dont la période dépend seulement du taux de cisaillement et du rapport de forme de la fibre [27].

Une fibre orientée à 45° va donc subir les plus grandes forces en compression à ses extrémités (Figure II.14). L'approche d'Euler (dit flambement d'Euler) peut être appliquée et permet de simplifier la problématique en considérant seulement des forces de compression ponctuelles aux extrémités des fibres. En fait, c'est l'importante contrainte en traction générée sur la surface extérieure de la fibre fléchie qui provoque sa casse lorsqu'elle dépasse sa contrainte à la rupture [27].

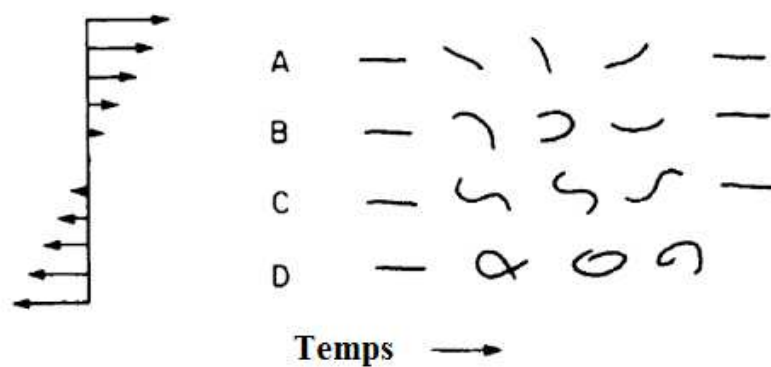


Figure III.13 Conformations successives prises par des fibres, soumises à un champ de vitesse de couette (la flexibilité des fibres augmente de A à D)

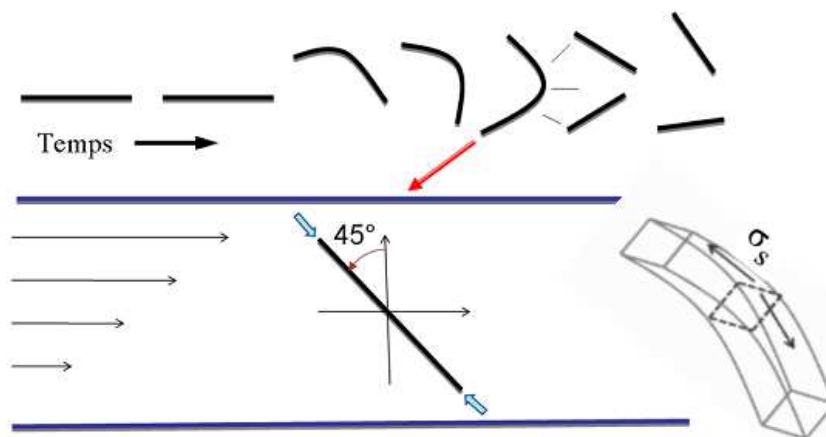


Figure II.14 Mécanisme de la casse par flambement de fibres rigides dans un écoulement de cisaillement

c) Facteurs qui gouvernent la rupture

La casse des fibres de verre mélangées à du polyéthylène par extrusion monovis. Les principaux paramètres comme la longueur initiale des fibres, la concentration en fibres (< 20% en volume), la température de mise en œuvre et la vitesse de rotation des vis (30 à 70 rpm pour des temps de mélange relativement longs), se sont avérés être sans influence significative sur la longueur moyenne finale en nombre des fibres. Avec une concentration en fibres inférieure à la fraction volumique maximale d'empilement, la théorie de la casse des fibres en milieu dilué s'applique aux composites thermoplastiques et les interactions fibres-fibres sont négligeables.

la casse des fibres de verre mélangées à du polypropylène dans un mélangeur Brabender. La longueur moyenne en poids (L_w) des fibres décroît très rapidement en début de mélange et ceci est particulièrement vrai pour un fort taux de renfort : pour le mélange à 40 % en masse, L_w est divisée par quatre dès la première minute du mélange. Ensuite, L_w atteint un plateau qui est toujours le même, quel que soit le taux de fibres ajouté. Fisa conclut donc que, dans la période initiale, l'importante casse des fibres est attribuée majoritairement à des interactions fibres – fibres. En revanche, pour un mélange peu renforcé en fibres, la casse des fibres résulte des interactions fibres matrice. La casse des fibres est aussi intensifiée pour un temps de mélange plus important ou pour une plus forte vitesse de rotation.

Chapitre III
Simulation numérique

III.1 Introduction

Cette analyse comportait un objectif important est de trouver les avantages de réduire le diamètre de la fibre et l'effet de la cassure d'une fibre courte sur le comportement mécanique du composite. Cela reliait directement la notion de l'utilisation des nanofibres dans les composites, de telle sorte que les avantages doivent être observées à partir de comparaisons de contraintes entre un modèle de fibre conventionnel et un modèle de nanofibres.

III.2 Objectif du travail

La Figure III.1 représente un concept simplifié de matériaux composites avec renforts et matrice, représentant l'élément de volume représentatif (RVE), la plus petite cellule (indiquée par la ligne discontinue) pour décrire les différents constituants du composite.

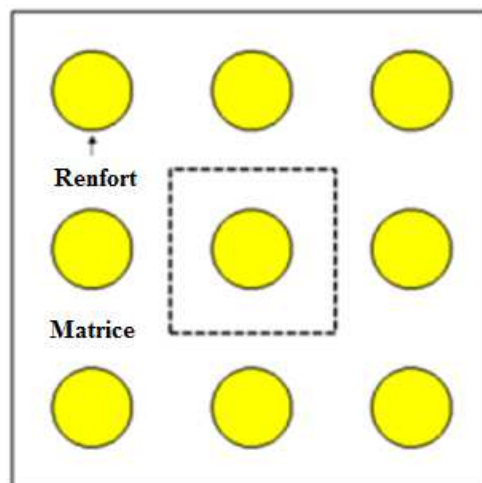


Figure III.1. Concept simplifié de matériau composite et élément de volume représentatif (RVE).

L'avantage de la réduction du diamètre du renfort est d'augmenter la surface de contact des fibres, ce qui peut par exemple aider à compenser une liaison imparfaite fibre-matrice lors d'une rupture. On peut facilement montrer que le composite à diamètre de renfort réduit contient beaucoup plus de surface que le composite classique à la même fraction volumique. La Figure III.2 illustre le concept de maintien de la même surface transversale de la fibre tout en augmentant la surface spécifique de la fibre.

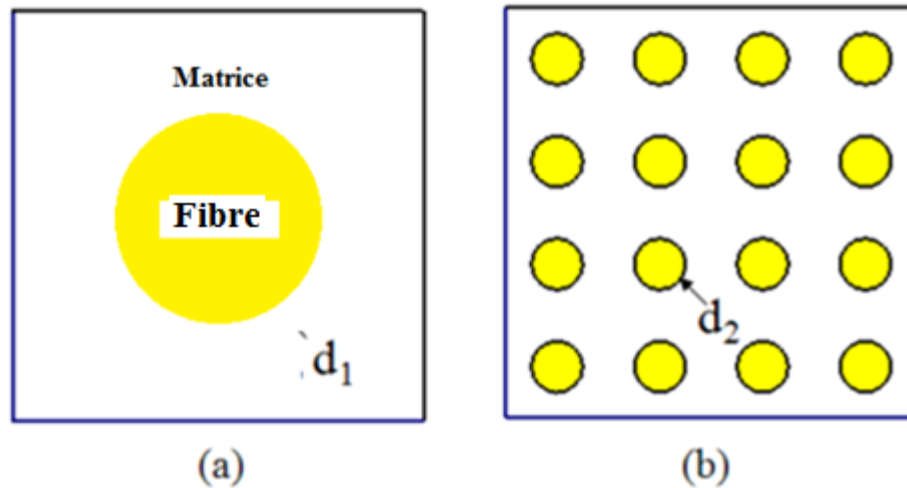


Figure III.2. Illustration de l'utilisation de nanofibres, où $d_1 / d_2 = 4$, pour augmenter la surface des fibres avec une fraction volumique constante.

Dans le Tableau III.1, qui concerne la Figure III.2, avec une fibre de diamètre réduit, les fibres ont la même surface en coupe transversale (A_x), les deux modèles ont la même fraction volumique de fibres (V_f). Notez que la surface de la fibre (A_s) dans le modèle à fibre réduite a été multipliée par 4 par rapport au modèle conventionnel. Les indices c et r, utilisés dans le Tableau III.1, représentent respectivement les modèles conventionnel et à fibres réduites. En général, on peut voir que la surface des fibres du composite à fibres réduites sera supérieure d'un facteur N à celle du composite conventionnel, N représentant le nombre total de fibres réduites.

Tableau III.1 Comparaison de la surface transversale (A_x) entre les modèles composites à fibres classiques et à fibres réduites

Composite conventionnel	Composite à fibres réduites
$(A_x)_c = \frac{\pi d_1^2}{4}$	$(A_x)_r = 16 \times \frac{\pi d_2^2}{4}$
$(A_x)_c = (A_x)_r \Rightarrow \frac{\pi d_1^2}{4} = 16 \times \frac{\pi d_2^2}{4} \Rightarrow d_1 = 4d_2 \Rightarrow \frac{d_1}{d_2} = 4$	

Par conséquent, si la résistance du composite dépend de la surface de contact de la fibre, un composite constitué de fibres de diamètre réduit sera plus résistant qu'un composite classique préparé avec la même fraction volumique ou, au contraire, plus léger à la même résistance.

La résistance des composites a été étudiée en analysant plusieurs modèles conservant la même fraction volumique de fibres, mais avec une surface accrue de fibres. Par exemple, la Figure III.3 représente une cellule élémentaire en composite classique,

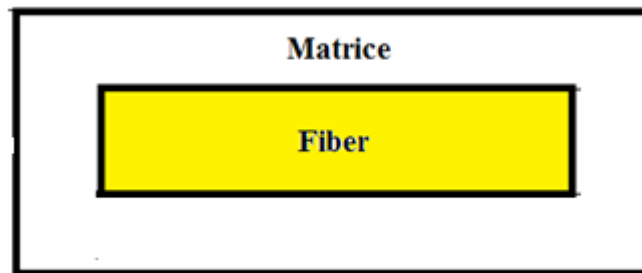


Figure III.3. composite classique constitué d'une seule fibre de diamètre d_1

De manière similaire, la Figure III.4 représente un diamètre de fibre réduit d_2 , où $d_2 < d_1$.

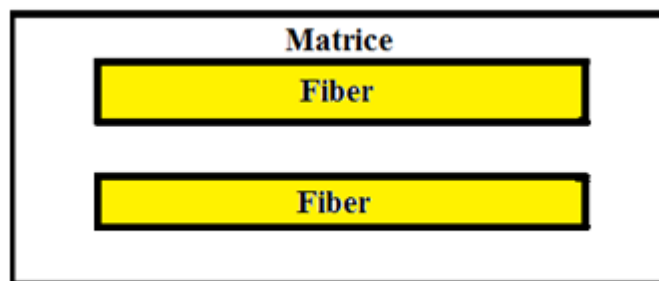


Figure III.4. Composite avec un diamètre de fibre réduit d_2

III.3 Matériaux étudié

Le matériau étudié est un composite constitué de polyamide 66 (PA66) chargé de fibres de verre de type E. Les polyamides sont souvent connus sous le nom de «Nylon» et les chiffres indiquent le nombre d'atomes de carbone dans l'unité de base de la molécule. Le PA66 est le plus répandu, à la fois sous forme de fibres ou sous forme massive.

Le PA66 est souvent renforcé par les fibres de verre. Ce composite, en raison de son excellente résistance à l'huile, trouve par exemple des applications sous le capot des voitures. Quelques caractéristiques du PA66 sont données dans le Tableau III.2.

Tableau III.2 Propriétés du PA66

Propriétés du PA66	
Densité	1.14 g/cm ³
Température de fusion	264°C
Module élastique	1.5-2.5 Gpa
Limite d'élasticité	60-75 Mpa
Déformation à la rupture	40-80%
Coefficient de dilatation	90x10 ⁻⁶ °C
Température de mise en forme	260-325°C

L'excellent rapport qualité/prix des fibres de verre fait qu'ils sont les plus utilisés actuellement dans les composites à matrice polymère. Le verre est un matériau très fragile du fait de sa forte sensibilité aux microfissures. Cette fragilité diminue lorsque le verre est sous forme de fibre puisque les microfissures sont moins nombreuses, ce qui lui confère de bonnes performances. D'une manière générale, elles présentent une résistance élevée à la rupture, une masse volumique faible (voisine de 2,5 g/m³) et une rigidité relativement plus faible que celles des autres renforts. Il existe différents types de verres : le verre E, C, D, R ou S, de différentes propriétés dues à la différence de la composition du mélange de préparation.

Le verre de type E est employé pour les fibres de verre constituant le renfort du matériau composite faisant l'objet de ce travail [28].

Il est de coutume de donner comme caractéristiques mécaniques de référence les caractéristiques mesurées sur des monofilaments prélevés à la sortie de la filière. Les mesures de la rupture des matériaux composites unidirectionnels donnent accès aux valeurs des contraintes et à celles de l'allongement des fibres à la rupture. Aussi il est intéressant de noter que les fibres de verre conservent leurs caractéristiques mécaniques jusqu'à des températures assez élevées, avoisinant les 200°C pour les verres, ce qui explique leur bonne adaptation au renforcement des résines à tenue thermique élevée [28]. Le tableau III.3 donne quelques propriétés de la fibre de verre de type E.

Tableau III.3 Propriétés des fibres de verre de type E

Propriétés des fibres de verre E	
Densité	2.54 g/cm ³
Module élastique	3.5 Gpa
Résistance	60-75 Gpa
Déformation à la rupture	4.5 %

III.4 Modélisation par élément finis

Le logiciel CASTEM est utilisé dans la simulation par éléments finis. Afin d'étudier le comportement élastique d'un matériau composite sous une charge de traction simple, due de la présence d'une symétrie dans la géométrie du modèle, seule la moitié sera étudiée. Un modèle constituée d'une seule fibre, plusieurs fibres et d'une matrice environnante a été considéré comme il est représenté sur la Figure III.5. Le composite est soumis à une contrainte de traction uniforme σ .

III.4.1 Propriété du composite

Chaque élément aura une propriété isotrope et sera positionné en correspondance avec l'axe des fibres. Le modèle est petit donc un maillage fin d'éléments a été utilisé [29]. Pour simplifier, on suppose que toutes les fibres ont le même diamètre d [30].

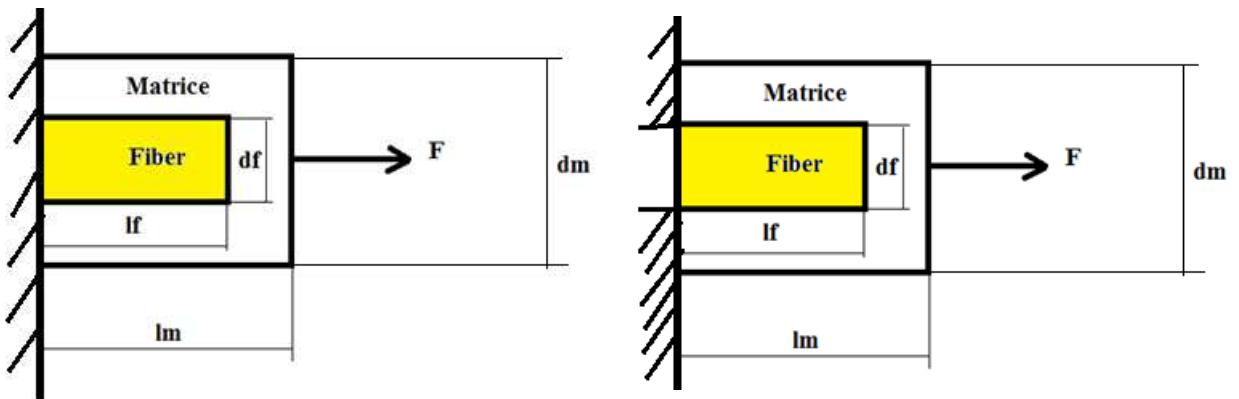
Du fait de l'axisymétrie, l'échantillon peut être considéré comme un corps élastique 2D. Les paramètres suivants sont utilisés dans tous les calculs [31] :

1. Le renfort en verre : module de Young $E_f = 64$ GPa. Coefficient de Poisson $\nu_f = 0,2$ et densité $\rho_f = 2,54$ g / cc.
2. La matrice est en nylon66 avec un module de Young $E_m = 3$ GPa. Coefficient de Poisson $\nu_m = 0,35$ et densité de $\rho_m = 1,14$ g / cc.

III.4.2 Condition aux limites

Les conditions aux limites représentant l'application d'une charge de traction à un composite renforcé par des fibres courtes, les conditions sont : à $x = 0$ et $x = l_m$, $U_y = 0$, la matrice et la fibre ont un mouvement nul dans la direction Y (Figure III.5).

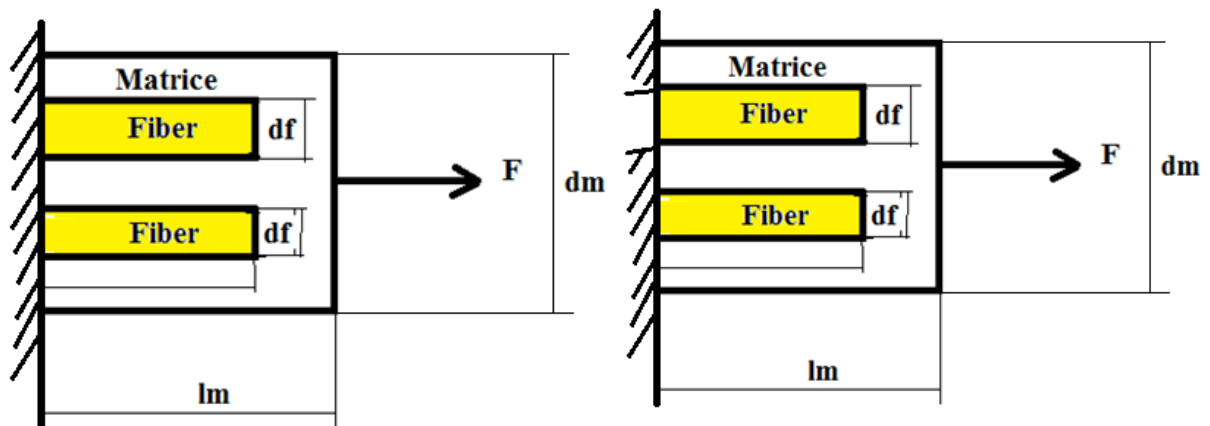
Nous avons appliqué une contrainte $F = 5.65e-8N / \mu m^2$ a une face d'extrémité de la matrice, soit $x = 0$ [32].



a) Modèle sans rupture de la fibre

b) Modèle avec rupture de la fibre

Figure III.5 Condition aux limites pour le model a fibre unique



a) Modèle sans rupture de la fibre

b) Modèle avec rupture de la fibre

Figure III.6 Condition aux limites pour le model a multifibre

III.5 Résultats et discussion

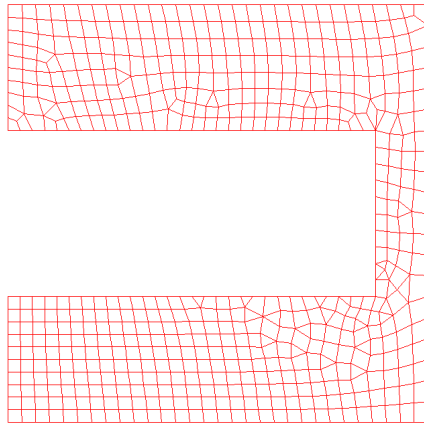
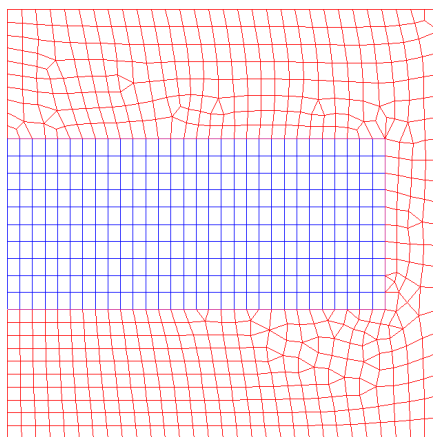
III.5.1 Modèle sans rupture de la fibre

a) Renforcement par une seule fibre

Les dimensions du composite sont prise a une fraction volumique constante $V_f = 0.3$ comme illustré dans le tableau III.4.

Tableau III.4. Dimension du composite a une seule fibre

Composite	V_f %	d_f (μm)	l_f (μm)	d_m (μm)	l_m (μm)
Matrix PA + glass fiber	30	8	30	20	40

**Figure III.7** Maillage de la matrice**Figure III.8** Maillage de la fibre**Figure III.9** Maillage du composite (une seule fibre)

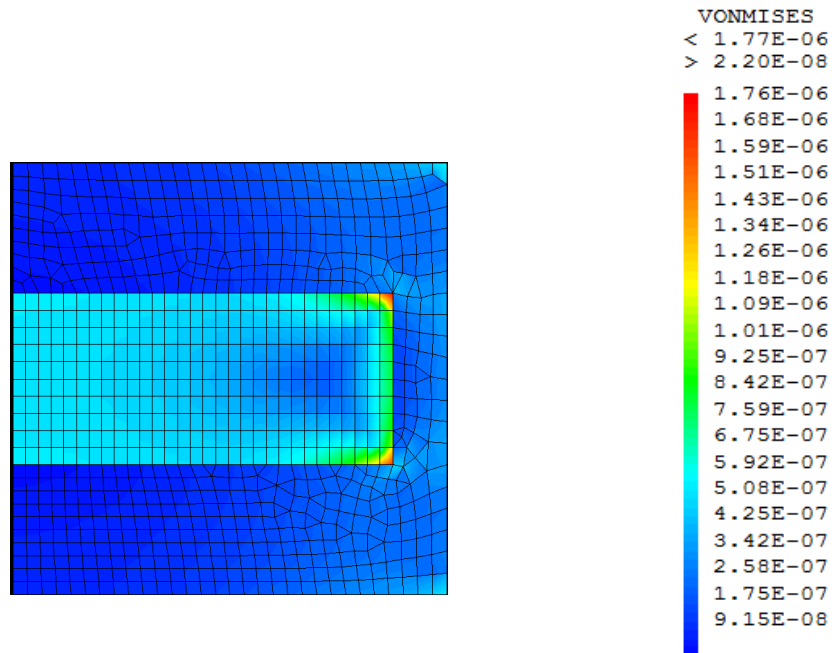


Figure III.10 Distribution des contraintes Von Mises (une seule fibre)

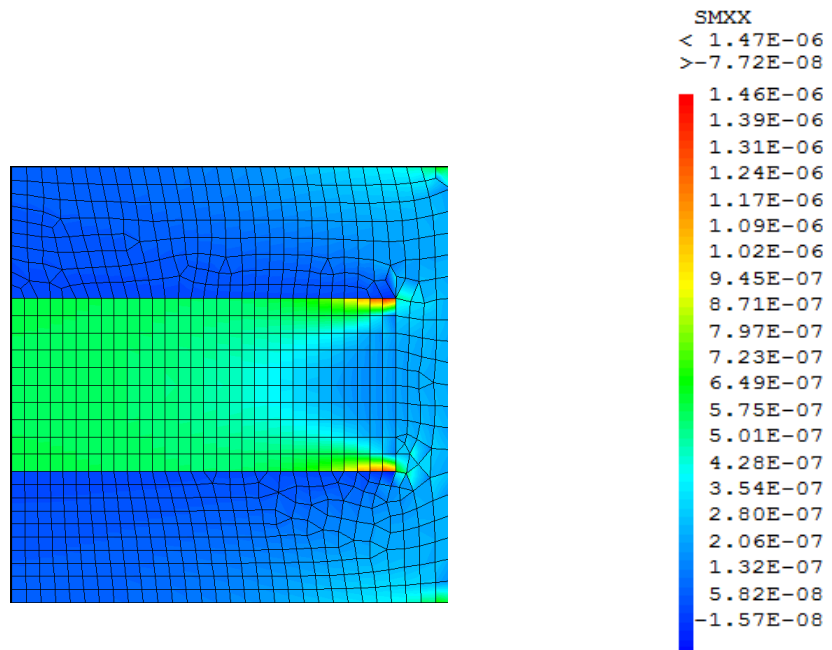


Figure III.11 Distribution des contraintes longitudinale xx (une seule fibre)

Remarque 1

La Figure III.10 montre une concentration de contrainte Von Mises élevée dans les extrémités de fibre. Le composite verre-nylon 66 présente un niveau de contrainte concentré qui n'est pas uniforme dans les deux constituants et la différence entre la contrainte exercée sur la fibre et la matrice environnante est très grande. Cela peut entraîner une défaillance interfaciale lorsque la contrainte est faible.

b) Renforcement par deux fibres

Calculons le diamètre des fibres tout en gardant la même fraction volumique $V_f = 0.3$.

$$V_f = \frac{\text{volume}_{\text{fibre}}}{\text{volume}_{\text{total}}} = \frac{N_f l_f d_f}{l_m d_m} \tag{III.1}$$

$$d_f = \frac{V_f l_m d_m}{N_f l_f} \tag{III.2}$$

$$N_f = 2 \Rightarrow d_f = \frac{V_f l_m d_m}{N_f l_f} = \frac{0.3 \times 40 \times 20}{2 \times 30} = 4 \mu m$$

Où N_f et le nombre de fibres.

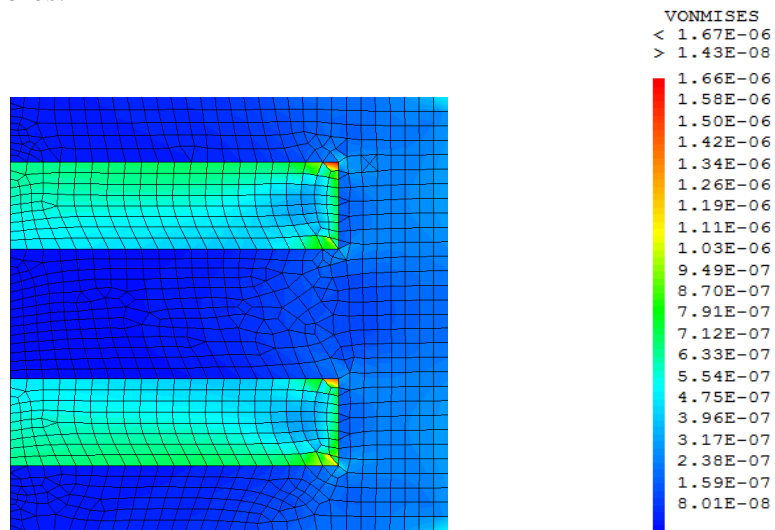


Figure III.12 Distribution des contraintes Von Mises (deux fibres)

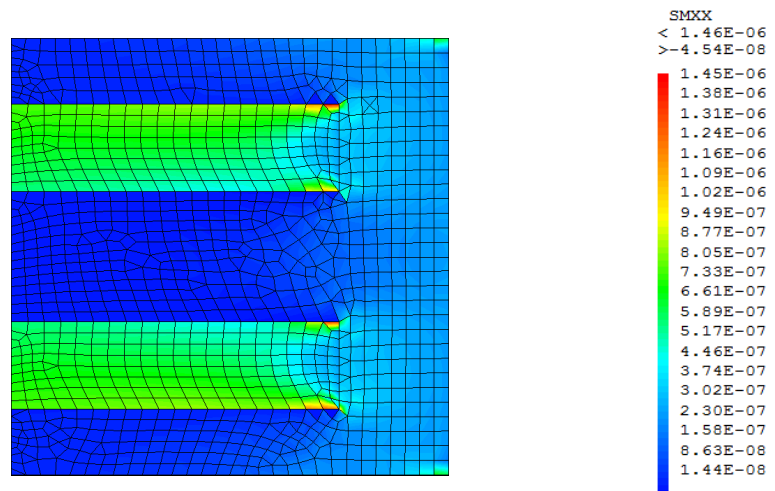


Figure III.13 Distribution des contraintes longitudinale xx (deux fibres)

c) Renforcement par trois fibres

$$N_f = 3 \Rightarrow d_f = \frac{V_f l_m d_m}{N_f l_f} = \frac{0.3 \times 40 \times 20}{3 \times 30} = 2.66 \mu m$$

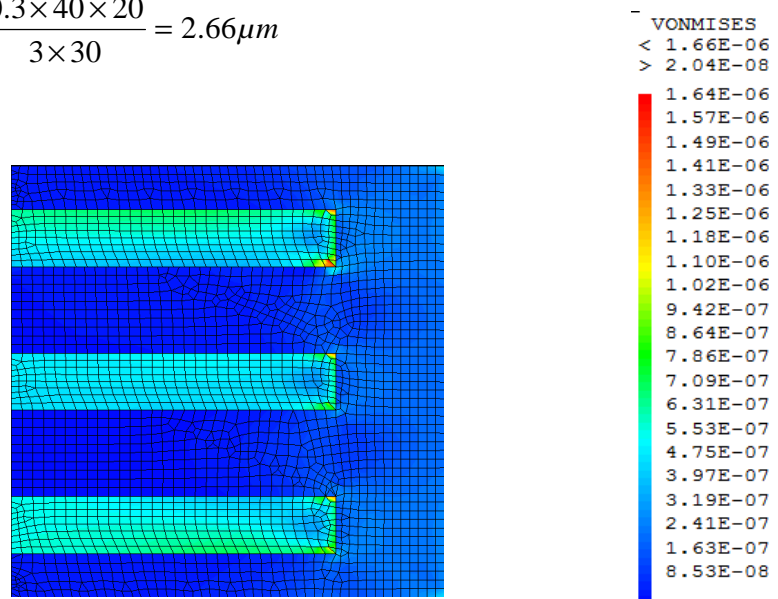


Figure III.14 Distribution des contraintes Von Mises (trois fibres)

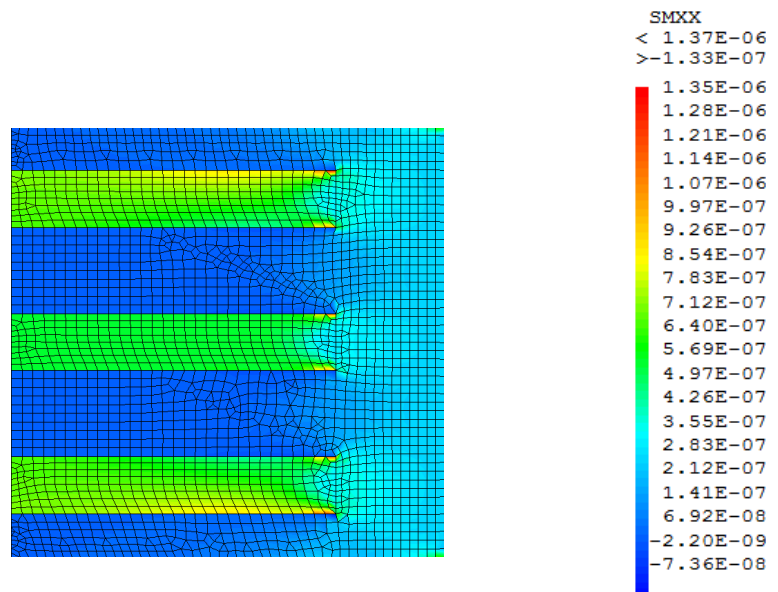


Figure III.15 Distribution des contraintes longitudinale xx (trois fibres)

d) Renforcement par quatre fibres

$$N_f = 4 \Rightarrow d_f = \frac{V_f l_m d_m}{N_f l_f} = \frac{0.3 \times 40 \times 20}{4 \times 30} = 2 \mu m$$

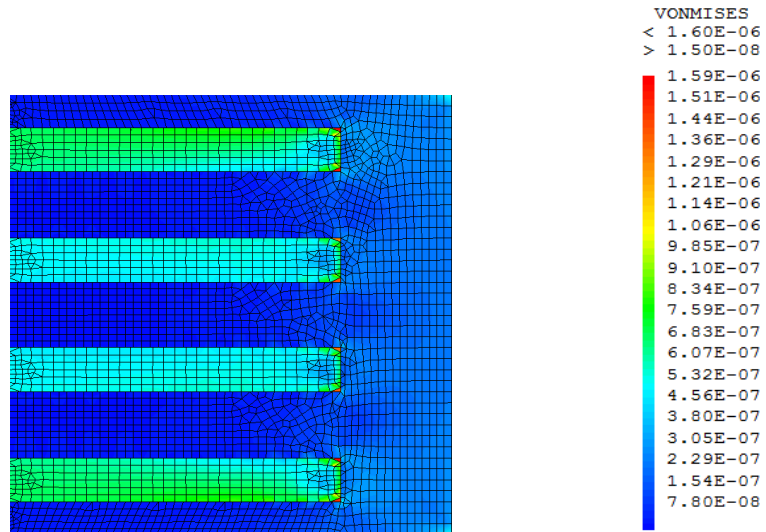


Figure III.16 Distribution des contraintes Von Mises (quatre fibres)

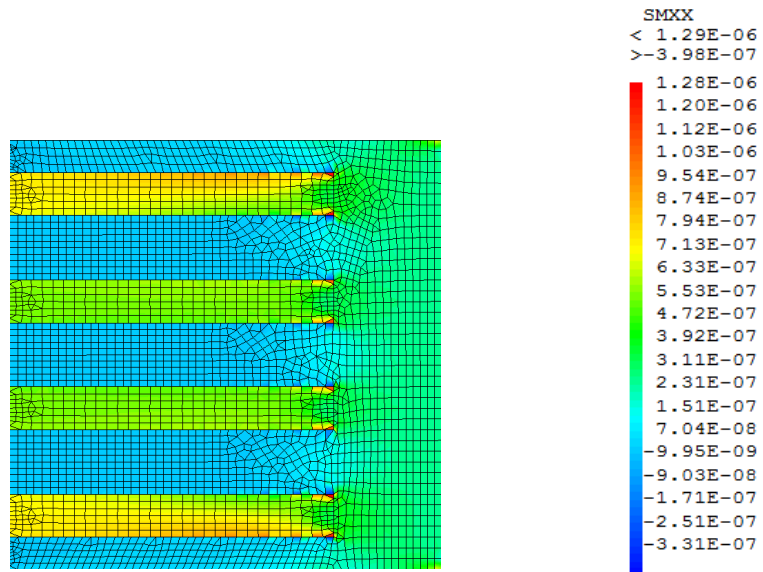


Figure III.17 Distribution des contraintes longitudinale xx (quatre fibres)

Remarque 2

Les Figure III.12, Figure III.14 et Figure III.16 représentent la distribution des contraintes de Von Mises dans les nouveaux modèles successifs à deux, trois et quatre fibres, on remarque que la concentration des contraintes se situe toujours dans les extrémités des fibres.

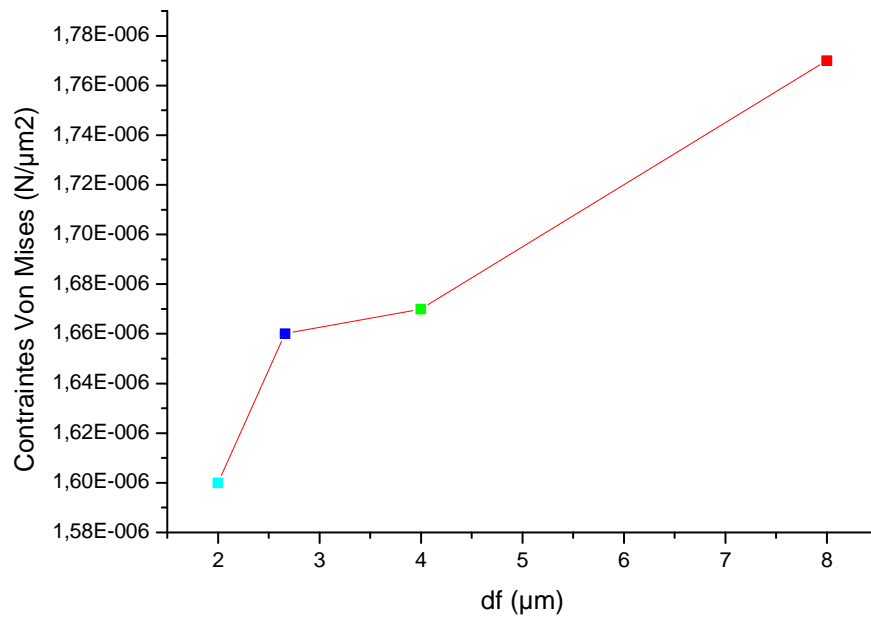


Figure III.18 Evolution des contraintes Von Mises suivant le diamètre de la fibre

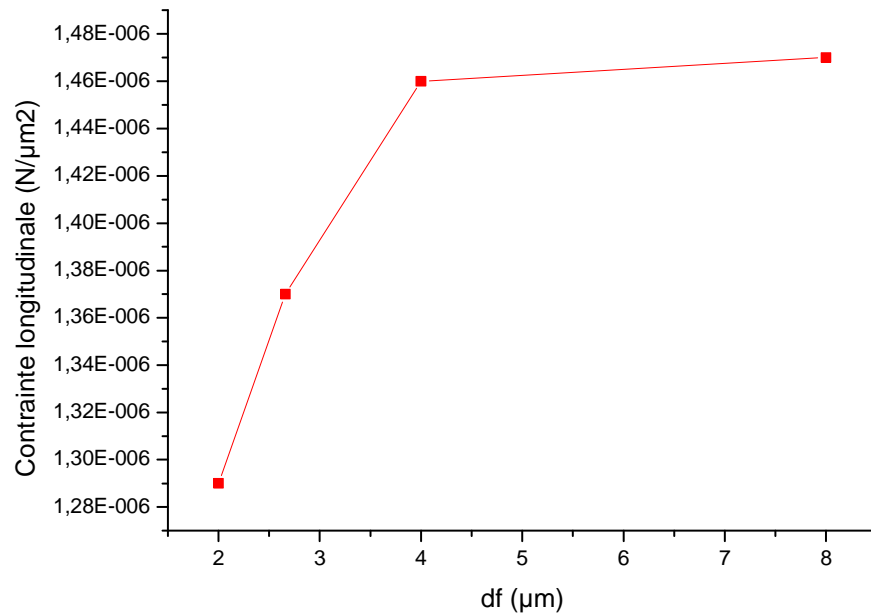


Figure III.19 Evolution des contraintes longitudinale suivant le diamètre de la fibre

Remarque 3

On remarque que la valeur de ces contraintes diminue avec la diminution du diamètre des fibres (Figure III.18 et Figure III.19).

III.5.2 Modèle avec rupture de la fibre

a) Renforcement par une seule fibre

Dans ce qui suit, on a pris le même composite et les mêmes dimensions pour le composite sans rupture pour faire une comparaison et voir si la cassure d'une fibre aura une influence sur le comportement du composite.

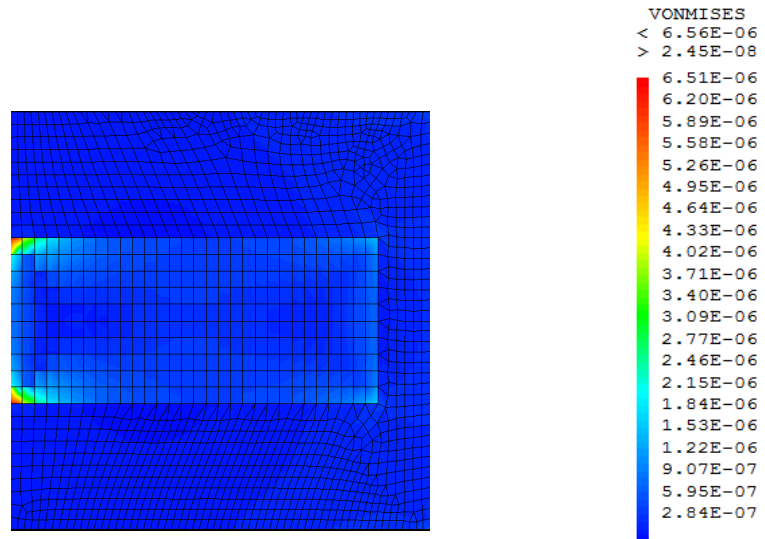


Figure III.20 Distribution des contraintes Von Mises (une seule fibre)

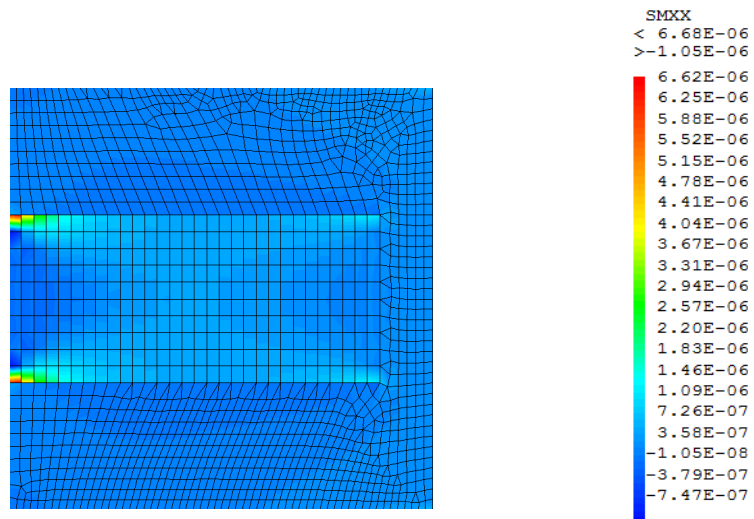


Figure III.21 Distribution des contraintes longitudinale xx (une seule fibre)

Remarque 4

On remarque dans la Figure III.20 que les concentrations de contrainte Von Mises ne sont plus dans les extrémités de la fibre (comme dans le modèle sans rupture), mais, elles sont localisées dans la fissure, avec des valeurs élevées.

b) Renforcement par deux fibres

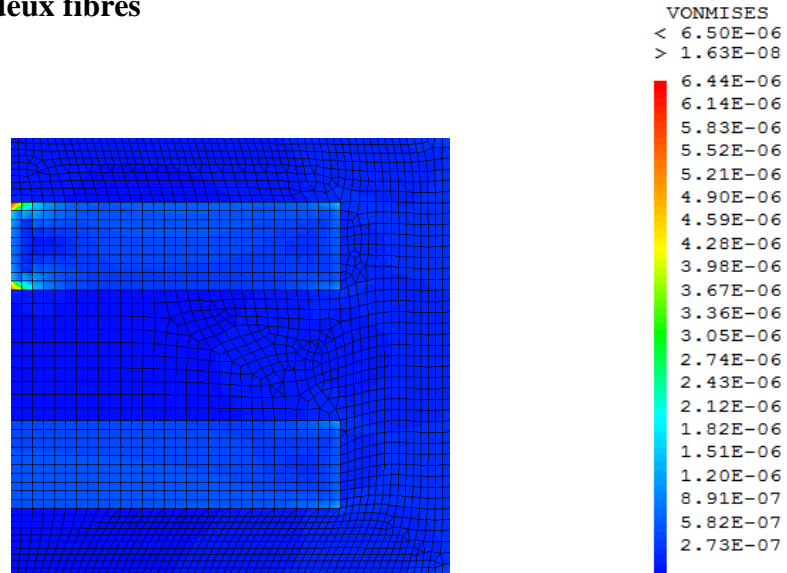


Figure III.22 Distribution des contraintes Von Mises (deux fibres)

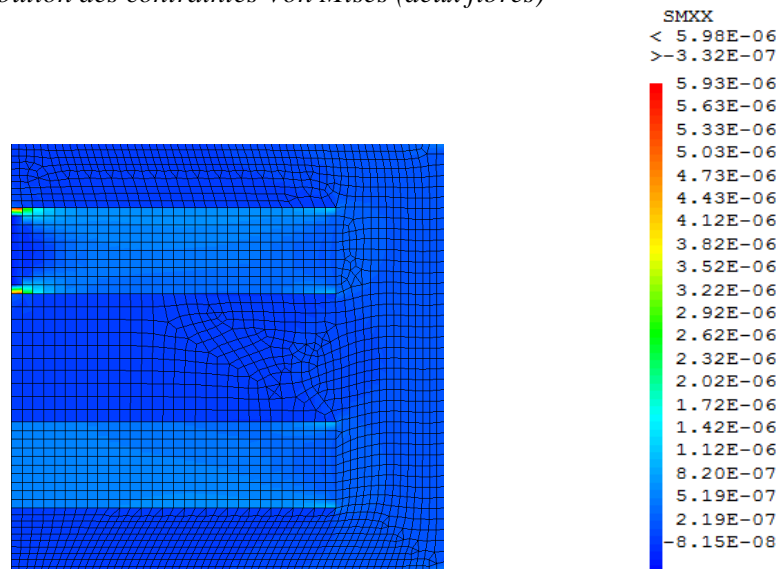


Figure III.23 Distribution des contraintes longitudinale xx (deux fibres)

c) Renforcement par trois fibres

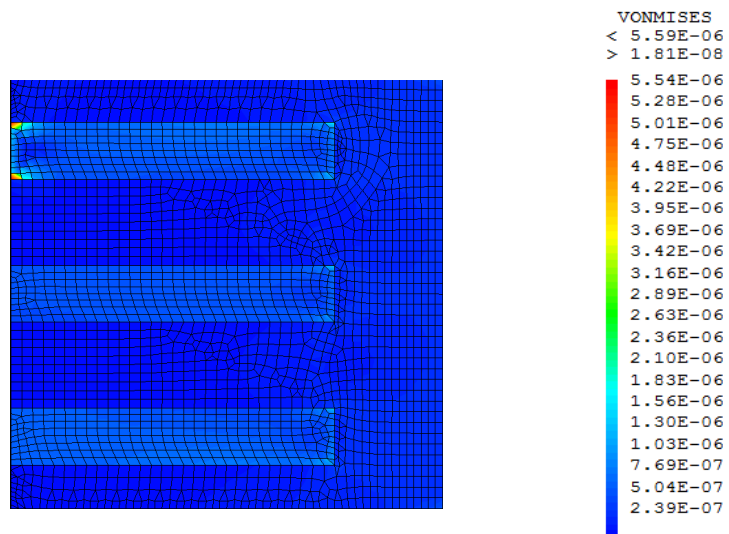


Figure III.24 Distribution des contraintes Von Mises (trois fibres)

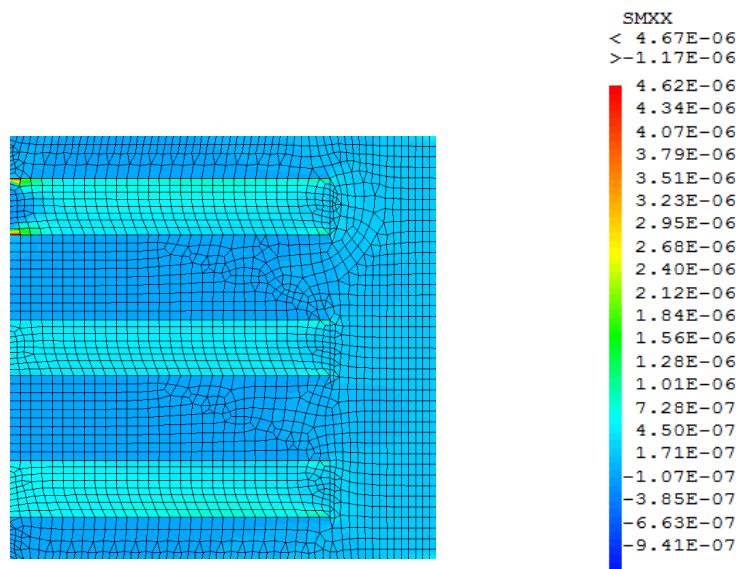


Figure III.25 Distribution des contraintes longitudinale xx (trois fibres)

d) Renforcement par quatre fibres

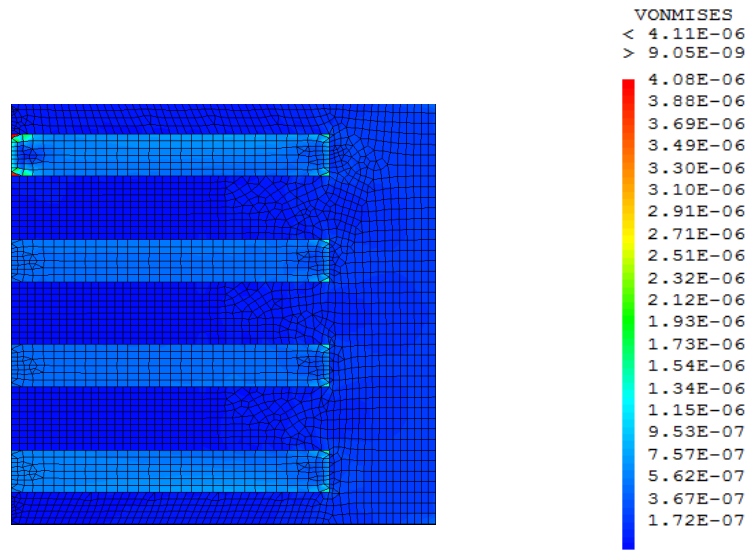


Figure III.26 Distribution des contraintes Von Mises (quatre fibres)

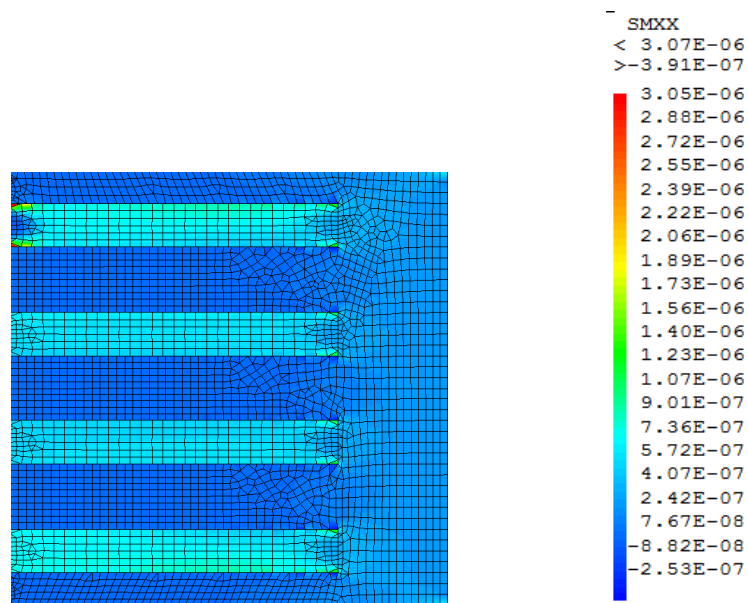


Figure III.27 Distribution des contraintes longitudinale xx (quatre fibres)

Remarque 5

Les Figure III.22, Figure III.24 et Figure III.26 représentent la distribution des contraintes de Von Mises dans les nouveaux modèles successifs à deux, trois et quatre fibres, on remarque que la concentration des contraintes se situe toujours dans les fissures des fibres.

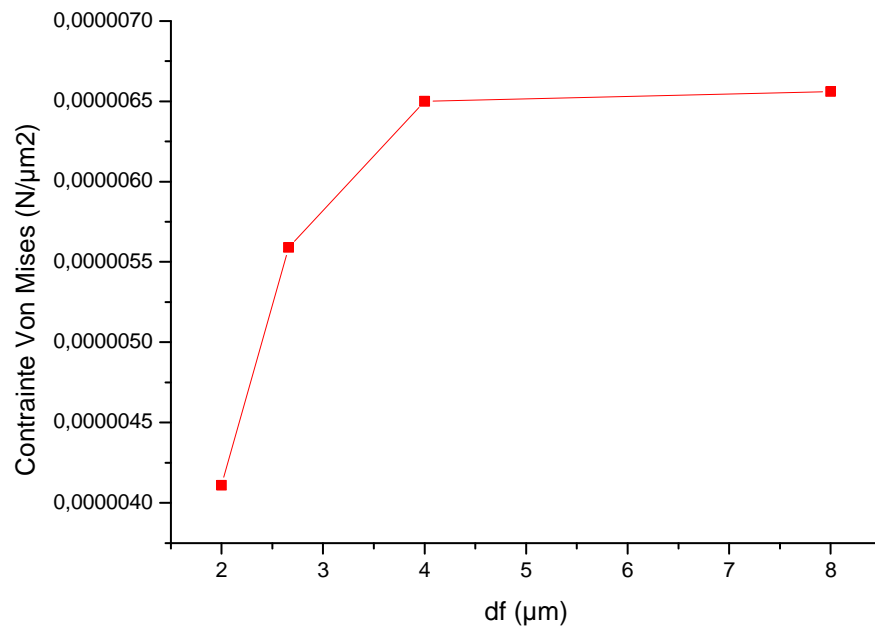


Figure III.28 Evolution des contraintes Von Mises suivant le diamètre de la fibre

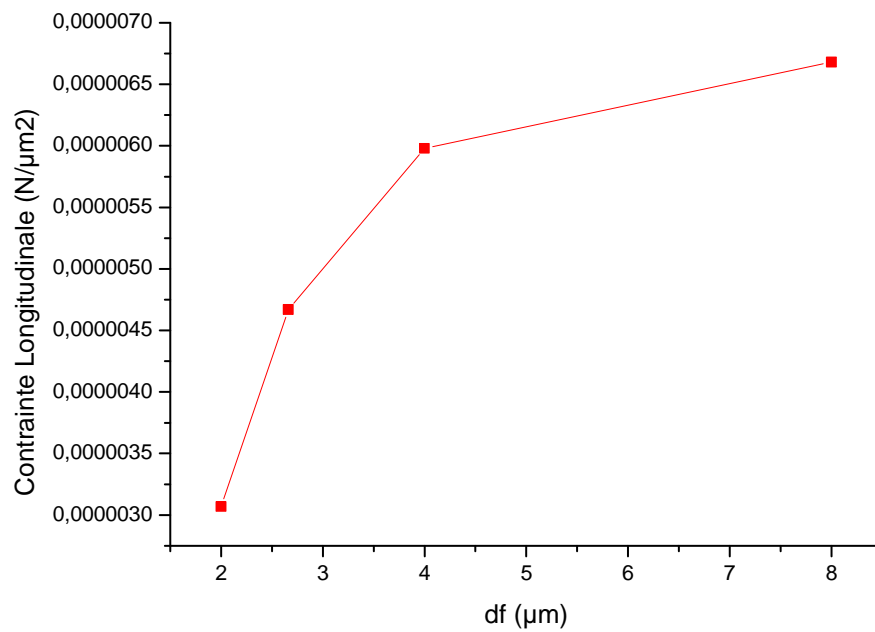


Figure III.29 Evolution des contraintes longitudinale suivant le diamètre de la fibre

Remarque 6

On remarque que la valeur de ces contraintes diminue avec la diminution du diamètre des fibres aussi comme dans le modèle sans rupture (Figure III.28 et Figure III.29).

Conclusion

générale

Conclusion générale

Les composites renforcés par des fibres courtes ont été développés en grande partie pour combler l'écart de propriété entre les stratifiés (des fibres continues) utilisées comme structures primaires par l'industrie aéronautique et aérospatiale et matériaux non renforcés utilisés principalement dans les applications non porteuses. À certains égards, les fibres courtes couplent les avantages de chacun de ces matériaux. Si les fibres sont suffisamment longues, la rigidité se rapprochant de celles des composites à fibres continues sous à la même charge de fibres peuvent être obtenues, tandis que l'aptitude des matériaux non renforcés est au moins partiellement retenue dans les systèmes à fibres courtes. Ainsi, la fibre courte a trouvée sa place dans les structures légèrement chargés, dans lequel la rigidité domine la conception, mais dans lequel il doit être également une augmentation notable de la force sur le matériau non renforcé.

Il est connu que lorsque un composite unidirectionnel est soumis à un effort de traction, le déplacement axial dans la fibre et la matrice sera différent à cause de la différence entre les propriétés mécaniques de ces deux composants. Créant des contraintes de cisaillements dans tous les plans parallèles à l'axe de la fibre. Les différences de contrainte longitudinale dans la matrice et des fibres adjacentes se traduiront par des contraintes de cisaillement à l'interface. Les fibres de verre sont considérées comme purement élastiques et sont définies par une fraction volumique, une longueur, un diamètre et une fonction d'orientation. La matrice, quant à elle, est considérée comme élasto-viscoplastique et a un comportement très sensible à la reprise en eau et à la température. Dans notre cas, la matrice semi-cristalline est renforcée par des fibres de verre courtes en grand nombre, ce qui lui confère des propriétés mécaniques très différentes de la matrice Polyamide seule. Pour ce type de composite.

Cette étude concerne l'influence du diamètre et la rupture des fibres courtes sur le comportement mécanique d'un matériau composite à une fraction volumique constante. Dans notre cas on a choisi une matrice de polyamide renforcée par des fibres de verre courtes.

Des analyses analytiques ont été menées pour déterminer l'incidence de la diminution du diamètre des fibres courtes sur le comportement mécanique d'un matériau composite à une fraction volumique constante. Des analyses par éléments finis (FE) supplémentaires ont été effectuées pour explorer l'effet d'une mise à l'échelle de la fibre qui augmente la surface de

contacte entre fibre et matrice pour la même fraction volumique, afin de rechercher les avantages possibles en termes de résistance composite.

Le module d'élasticité du verre est beaucoup plus grand que celui de la matrice thermoplastique. De la discussion précédente, on peut voir qu'une augmentation de la surface spécifique interfaciale fibre-matrice peut être accomplie dans un volume spécifié en réduisant le diamètre de la fibre alors que la fraction de volume de la fibre est maintenue constante. L'avantage évident de cette méthode est que, pour une fraction volumique de fibres donnée, il n'y a pas d'augmentation simultanée de la masse lorsque la surface interfaciale augmente.

Les résultats de la modélisation par éléments finis (MEF) estiment que, pour la même fraction volumique et la même charge appliquée, le nombre maximal de contraintes de Von Mises et de contraintes axiales a évolué au fur et à mesure que le diamètre de la fibre diminuait. Une augmentation de la surface interfaciale améliore l'efficacité du transfert de charge lorsque le diamètre de la fibre diminue. Par conséquent, ces analyses laissent penser que, pour une même fraction volumique de fibres, des améliorations de la rigidité et de l'efficacité de transfert de charge du composite renforcé par des fibres courtes peuvent être obtenues en réduisant simplement le diamètre des fibres. Dans le deuxième cas où la rupture d'une fibre est introduite, on a constaté que la réduction du diamètre des fibres courtes minimise l'influence des cassures des fibres sur le comportement du composite.

Il est vérifié qu'un composite constitué de nanofibres sera plus résistant qu'un composite classique préparé.

Références
bibliographique

Référence bibliographique

- [1] J. L. Kardos, «Critical issues in achieving desirable mechanical properties for short Fiber composites», Pure & App. Chem, Vol. 57, No. 11, pp. 1651—1657, 1985.
- [2] Jean-Marie Berthelot matériaux composites-comportement mécanique et analyse des structures ; 5 édition, Lavoisier, Paris, 2012
- [3] Jean Marie. Berthelot, Matériaux composites « comportement mécanique et analyse des Structures », édition TEC et DOC, 1999.
- [4] V. Pauchard, H. Boulharts, F. Grosjeani, P. Odru, A. Chateau Minois, « Développement d'un modèle de durabilité de poutres composites unidirectionnelles renforcées par des fibres de verre », Rev, IFP, Vol. 56, No. 6, pp. 581-595, 2001.
- [5] A. BOUDENNE, "Etude expérimentale et théorique des propriétés thermophysiques d'matériaux composites à matrice polymère," Université PARIS XII, 2003.
- [6] CARMA « Glossaire des matériaux composites » Actualisation octobre 2006
- [7] P. BARDONNET, "Résines époxydes (EP)," Techniques de l'Ingénieur, vol. A346
- [8] Nadia Behloul, « les matériaux composites », cours des matériaux composites, Université de Strasbourg.
- [9] Joel Cugnoni, « Identification par recalage modal et fréquentiel des propriétés constitutives de coques en matériaux composites », Thèse, Ecole Polytechnique fédérale de Lausanne, 2005.
- [10] J. Molimard, « Cours de mécanique expérimentale », Ecole nationale supérieure des mines de Saint-Étienne, 2005.
- [11] J. L. Kardos, «Critical issues in achieving desirable mechanical properties for short Fiber composites», Pure & App. Chem, Vol. 57, No. 11, pp. 1651—1657, 1985.
- [12] Shao-Yun Fu & Bernd Lauke, « effects of fiber length and fiber orientation distributions on the tensile strength of short-fiber-reinforced polymers », Composites Science and Technology 56 79-1190, 1996.

- [13] Hong Gun Kim Lee Ku Kwac. "Evaluation of elastic modulus for unidirectionally aligned short fiber composites". (2009).
- [14] Karen Ka Yan Liu (1997), *Origins of shear strength of polymers and reinforced polymers*, Department of Chemical Engineering and Applied Chemistry, in the University of Toronto.
- [15] NING PAN," Theoretical Determination of the Optimal Fiber Volume Fraction and Fiber-Matrix Property Compatibility of Short Fiber Composites", POLYMER COMPOSITES, , Vol. 14, No. 2, APRIL 1993.
- [16] A. Bouaziz et al., "Micromechanical modelling and experimental investigation of random discontinuous glass fiber polymer-matrix composites", *Composites Science and Technology* 67 (2007) 3278–3285, 2007.
- [17] Dong-Joo Lee, "On Studies of Tensile Properties in Injection Molded Short Carbon Fiber Reinforced PEEK Composite", *KSME Journal*, Vol. 10, No. 3, pp. 362--371, 1996.
- [18] Mustapha MALHA, "Mise en œuvre, caractérisation et modélisation de matériaux composites : polymère thermoplastique renforcé par des fibres de doum", Thèse de docteur de UNIVERSITÉ MOHAMMED V – AGDAL, 2013.
- [19] Halpin, J.C. and S.W. Tsai. "Effects of Environmental Factors on Composite Materials". *AFMLTR* 67-423, 1969.
- [20] Riza wirawan, "Mechanical Properties of Natural Fibre Reinforced PVC Composites". 38(4):531-535 · August 2009.
- [21] Jean-Marie Berthelot, « Mécanique des Matériaux et Structures Composites », Les Clousures, Chemin des Horts 05290 Vallouise France, Septembre 2013.
- [22] Bryan Harris, « ENGINEERING COMPOSITE MATERIALS », the Institute of Materials, London 1999.
- [23] András SZEKRÉNYES* and József UJ, « finite element modelling of the damage and failure in fiber reinforced composites », *PERIODICA POLYTECHNICA SER. MECH. ENG. VOL. 46, NO. 2, PP. 139–158 (2002).*
- [24] A. Launay et al, « Cyclic behavior of short glass fiber reinforced polyamide for fatigue life prediction of automotive components », *Elsevier Procedia Engineering* 2, 901-910 (2010).

- [25] Valentin Romanov, « statistical analysis of real and simulated fibre arrangements in unidirectional composites » , *Composites: Science and Technology* 87 (2013) p. 126-134.
- [26] Nicolas Despringre, “Analyse et modélisation des mécanismes d'endommagement et de déformation en fatigue multiaxiale de matériaux composites : polyamide renforcé par des fibres courtes”, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2015.
- [27] Anne Le Duc, « Comportement et rupture de fibres cellulosiques lors de leur compoundage avec une matrice polymère », 'École nationale supérieure des mines de Paris, Décembre 2013.
- [28] Ioannis Ioannou, “A Study on the Numerical Characterisation of Short Fibre Reinforced Composites”, thèse de docteur de Université de Sheffiled, Septembre 2014.
- [29] Houshyar S.R., *and al.* “Modelling of polypropylene fibre-matrix composites using finite element analysis”. *eXPRESS Polymer Letters*, vol. 3, no 1, p. 2-12. 2009.
- [30] Lei H.F., *and al.* “Effect of fiber arrangement on mechanical properties of short fiber reinforced composites”, *Elsevier Composites Science and Technology*, vol. 72, p 506–514. 2012.
- [31] O’Gara J.F., *and al.* “*Predicting the tensile strength of short glass fiber reinforced injection molded plastics*”, Delphi Research Labs. 2010.
- [32] Prince, *and al.* “Analysis of Failure Phenomena in Multi- Fiber polymer composite material at varying volume fraction using Finite Element Modeling”, *International Journal of Engineering Research and Applications (IJERA)*, p.287-291. 2012.

RESUME

Les fibres courtes sont devenues de plus en plus éléments de renfort dans des produits fabriqués par extrusion ou par moulage par injection. Le renforcement par des fibres courtes permet au polymère d'être traité en utilisant les mêmes méthodes que celles utilisées pour les polymères non renforcés. Mathématiquement, on peut montrer que le composite renforcé par des nanofibres contient beaucoup plus de surface de contact que le composite classique, sans changement de fraction volumique. L'augmentation de la surface de contact peut aider à compenser la liaison imparfaite entre l'interphase fibre-matrice. Par conséquent, les matériaux composites constitués de nanofibres devraient offrir une résistance supérieure à celle d'un composite classique préparé avec la même fraction volumique. L'objectif principal est d'examiner les effets de diamètre et la rupture du renfort pour améliorer la résistance des matériaux composites. La recherche proposée étudiera les avantages possibles de l'utilisation de nanofibres par rapport aux fibres conventionnelles en utilisant l'analyse par éléments finis (FEA).

ملخص:

أصبحت الألياف القصيرة هي تزايد مستمر كعناصر معززة في المنتجات المصنعة عن طريق القذبة أو القولية بالحقن. التعزيز بالألياف القصيرة يسمح بالتعامل مع البوليمر باستخدام نفس الأساليب التي تستخدم للبوليمر غير المدعوم. رياضياً، يمكن أن يظهر أن المركب المقوى بالألياف النانوية يحتوي على سطح تلامس أكثر بكثير من المركب التقليدي، دون تغيير في الحجم. قد تساعد زيادة منطقة الاتصال على تعويض الرابطة غير الكاملة بين الألياف و البوليمر. لذلك، يجب أن تقدم المواد المركبة المصنوعة من الألياف النانوية قوة أكبر من المواد المركبة التقليدية التي أهدت بنفس جزء الحجم. الهدف الرئيسي هو فحص تأثيرات قطر و انكسار التعزيز لتحسين قوة المواد المركبة. سوف يبحث البحث المقترح في الفوائد المحتملة لاستخدام الألياف النانوية على الألياف التقليدية باستخدام تحليل العناصر المحدودة.

ABSTRACT.

Short fibers are becoming increasingly popular reinforcing elements in products made by extrusion or injection molding. Short-fiber reinforcement allows the polymer to be processed employing the same methods as those used for unreinforced polymers. Mathematically, it can be shown that the composite reinforced with nanofibers contains much more contact surface than the conventional composite, without change of volume fraction. Increasing the contact area may help compensate for the imperfect bond between the fiber-matrix interphase. Therefore, composite materials made of nanofibers should offer greater strength than a conventional composite prepared with the same volume fraction. The main objective is to examine the diameter and fracture effects of the reinforcement to improve the strength of composite materials. The proposed research will investigate the potential benefits of using nanofibers over conventional fibers using finite element analysis (FEA).
