

Université ABBES LAGHROUR Khenchela



جامعة عباس لغرور خنشلة
Faculté de Sciences et Technologie
كلية العلوم و التكنولوجيا
Département de Génie Mécanique
قسم الهندسة الميكانيكية



Mémoire

de fin d'études Pour l'obtention du diplôme
MASTER (LMD)

Spécialité : Génie Mécanique
Option : Génie des Matériaux

Thème

*Etude de l'effet du diamètre des Fibres sur le
comportement d'un matériau composite*

Réalisé par :

— *Mokdad BENAMRANE*

—

Dirigé par : *Mr. MANSOURI khelifa*

Membres de jury

-*Mr. Chitour Mourad*

-*Mr. Berkia Abdelhak*

Année universitaire : 2018-2019

REMERCIEMENTS

En premier je remercie mon Dieu Allah le Tout Puissant, d'avoir donné le savoir, et le courage pour réaliser ce travail.

Ce travail a été réalisé à l'université de ABBAS LAGHROUR KHENCHELA. En premier lieu, je tiens à exprimer mes profondes reconnaissances à mon encadreur de thèse, MANSOURI Khelifa pour ces précieuses remarques et conseil et de sa disponibilité.

Que les amis et les collègues de promotion trouvent ici, l'expression de lui remerciements pour leur soutien moral.

Enfin, je m'adresse mes plus chaleureux sentiments aux parents, et au reste de la famille pour leur soutien constant.

Remercie à toute personne ayant participé à la réalisation de ce travail de près ou de loin.

Benamrane Mokdad

Dédicace

Je dédie ce modeste travail :

A mes parents ;

A ma femme ;

A mes petites filles ;

A mes frères ; Mes sœurs ;

A toute la famille Benamrane.

A mes amis Salah H, Younes B,

Et a toutes mes amis(es) du groupe GM,

B. Mokdad

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 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 في تزايد مستمر كعناصر معززة في المنتجات المصنعة عن طريق القذف أو القولبة 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 أعدت بنفس جزء الحجم. الهدف الرئيسي هو فحص تأثيرات قطر 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 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).

Liste des figures

Chapitre I Généralités sur les matériaux composites

Figure I. 1 exemple d'un Matériau composite.....	1
Figure I. 2 Les structures géométriques des composites : (a) fibres longues, (b) fibres courte (c) particules.....	5
Figure I.3 Divers types de matériaux de nanoparticules.....	6
Figure I.4 Les formes courantes de renfort fibreux.....	6
Figure 1.5 exemple de la fibre de verre (demi-produits).....	7
Figure 1.6 présentation des renforts sous forme surfacique.....	7
Figure 1.7 renforts sous forme tresses et préformes	8
Figure 1.8 Renforts sous forme tissus multidirectionnels.....	8
Figure 1.9 Classification des fibres naturelles.....	10
Figure 1.10 Quelque plantes, origine des fibres utilisées comme renfort dans les matrices polymères.....	11
Figure 1.11 Quelque origine des fibres animales.....	11
Figure 1.12 Classification des matrices.....	15
Figure I.13 constitution d'un stratifiés.....	18
Figure I.14 Quelques exemples d'empilement.....	19
Figure I.15 Différents types de stratifié.....	20
Figure I.16 Structure en sandwich.....	20
Figure I.17 Schématisation d'une extrudeuse double vis.....	21
Figure I.18 Principe du moulage par injection.....	23

Chapitre II Etude analytique

Figure. II.1 Quelque types de composites à fibres courtes.....	25
Figure. II.2 Composites à fibres courtes d'orientation aléatoire en 3D et 2D.....	25
Figure II.3. Schematic diagram of short fiber reinforced composite with far field composite stress σ_c	26

Figure II.5. Distance entre les fibres	27
Figure II.4. Matrice renforcée par fibres courtes.....	27
Figure II.6. Arrangement des fibres.....	28
Figure. II.7 Interprétation géométrique des limites théoriques de Voigt et Reuss.....	30

Chapitre III Simulation numérique

Figure III.1. Concept simplifié de matériau composite et élément de volume représentatif (RVE).....	40
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.....	41
Figure III.3.composite classique constitué d'une seule fibre de diamètre d_1	42
Figure III.4.composite avec un diamètre de fibre réduit d_2	42
Figure III.5 Condition aux limites pour le model a fibre unique.....	45
Figure III.6 Condition aux limites pour le model a multifibre.....	45
Figure III.7 Maillage de la matrice.....	46
Figure III.8 Maillage de la fibre.....	46
Figure III.9 Maillage du composite (une seule fibre).....	46
Figure III.10 Distribution des contraintes Von Mises (une seule fibre).....	47
Figure III.11 Distribution des contraintes longitudinale xx (une seule fibre).....	47
Figure III.12 Maillage du composite a deux fibres.....	48
Figure III.13 Distribution des contraintes Von Mises (deux fibres).....	49
Figure III.14 Distribution des contraintes longitudinale xx (deux fibres).....	49
Figure III.15 Maillage du composite a trois fibres.....	50
Figure III.16 Distribution des contraintes Von Mises (trois fibres).....	50
Figure III.17 Distribution des contraintes longitudinale xx (trois fibres).....	51
Figure III.18 Maillage du composite a quatre fibres.....	51
Figure III.20 Distribution des contraintes longitudinale xx (quatre fibres)	52
Figure III.19 Distribution des contraintes Von Mises (quatre fibres)	52
Figure III.22 Evolution des contraintes longitudinale suivant le diamètre de la fibre.....	53
Figure III.21 Evolution des contraintes Von Mises suivant le diamètre de la fibre.....	53

liste des tableaux

Chapitre I Généralités sur les matériaux composites

Tableau I.1 Caractéristiques et applications de divers types de fibres polymères pour matériaux composites	10
Tableau I.2 Caractéristiques et applications de divers types de fibres de verre pour composites.....	12
Tableau I.3 Caractéristiques de divers types de fibres de carbone pour matériaux composites	13
Tableau I.4 Principales caractéristiques mécaniques des fibres de base.....	14
Tableau I.5 Matrice thermodurcissable.....	16
Tableau I.6 Résines thermoplastiques.....	17

Chapitre III Simulation numérique

Tableau III.1 Comparaison de la surface transversale (A_x) et de la surface (A_s) entre les modèles composites à fibres classiques et à fibres réduites.....	41
Tableau III.2 Propriétés du PA66.....	43
Tableau III.3 Propriétés des fibres de verre de type E.....	44
Tableau III.4. Dimension du composite a une seule fibre.....	46

Sommaire

Introduction générale	1
Chapitre I Généralités sur les matériaux composites	
I.1 Introduction	4
I.2 Les renforts	4
I.2.1 Composites à particules	5
I.2.2 Composites à fibres.....	6
I.2.3 Différents types de fibres	9
I.3 Les Matrices	14
I.3.1 Résines thermodurcissables	15
I.3.2 Résines thermoplastiques	16
I.3.3 Les élastomères	17
I.4. Interface.....	17
I.5 Additifs.....	18
I.6 Les stratifiés	18
I.7 Composite sandwich	20
I.8 La mise en forme de composite.....	21
I.8.1Le compoundage.....	21
I.8.2 Le moulage par injection	22
Chapitre II Etude analytique	
II.1 Introduction.....	25
II.2 Fibre courte.....	25
II.3 Distance entre les extrémités des fibres courtes.....	27
II.4 Arrangement des fibres.....	27

II.4.1 Arrangement hexagonal.....	28
II.4.2 Arrangement carré.....	29
II.5 Approche de prédiction du module élastique.....	30
II.5.1 Les limites théoriques de HILL - REUSS – VOIGT.....	30
II.5.2 Modèle de Cox (1952).....	31
II.5.3 Modèle de Hirsch (1962).....	31
II.5.4 Modèle de Piggot (1980)	32
II.5.5 Modèle de Lavngood et Goettler (1987).....	32
II.5.6 Modèle de Tsai et Pagano (1968).....	32
II.5.7 Modèle de Christensen et Waals (1972).....	33
II.5.8 Modèle de HALPIN-TSAI.....	34
II.5.9 Modèle de Bowyer et Bader	35
II.5.10 Modèle de Nicolais-Narkis.....	36
II.6 Modèles pour la résistance des composites à fibres courtes	36
II.6.2 Modèle de Piggot (1980).....	36
II.6.1 Modèle de Kelly et Tyson (1965).....	37
II.6.3 Modèle de Vinson et Chou (1975).....	37
II. 6.4 Modèle de Riley (1968).....	37
II.6.5 Modèle de Curtis et al. 1978.....	37
II.6.6 Modèle Fukuda et Chou (1982).....	38

Chapitre III Simulation numérique

III.1 Introduction.....	41
III.2 Objectif du travail	41
III.3 Matériaux étudié.....	43
III.4 Modélisation par élément finis	45
III.4.1 Propriété du composite.....	45
III.4.2 Condition aux limites.....	45
III.5 Résultats et discussion.....	46
III.5.1 Renforcement par une seule fibre.....	46

III.5.2 Renforcement par deux fibres.....	49
III.5.3 Renforcement par trois fibres.....	51
III.5.4 Renforcement par quatre fibres.....	52
Conclusion générale.....	57
Référence bibliographique.....	60

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 chargées, 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 est d'examiner les effets de diamètre 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.

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 à la traction. Enfin, on termine par une conclusion générale.

Chapitre I
Généralités sur les
matériaux composites

I.1 Introduction

Les matériaux composites, au sens le plus courant du terme, sont un ensemble de matériaux de synthèse conçus et mis en œuvre essentiellement pour des applications structurales, et où la fonction mécanique est donc dominante.

Ils combinent un matériau de renfort, dispersé sous forme de particules, fibres courtes ou fibres longues, au sein d'une matrice qui les enrobe. Le choix des renforts et de la matrice, de leur disposition, de leur fraction respective, permet à l'élaborateur du matériau de le concevoir pratiquement « sur mesure », optimisé pour la pièce où il sera utilisé, et même parfois optimisé localement en fonction de la distribution locale des contraintes dans la pièce [3].

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 celui des composants pris séparément Figure I.1 [4].

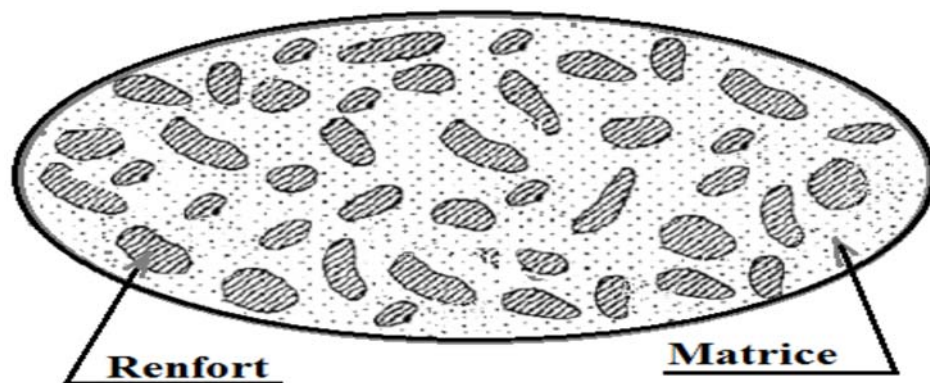


Figure I. 1 exemple d'un Matériau composite

I.2 Les renforts

Le but principal de l'armature est de fournir des niveaux supérieurs de résistance et de rigidité au composite. Dans un matériau composite renforcé par des fibres, les fibres assurent la quasi-totalité de la force et rigidité. Même dans les composites renforcés par des particules, des améliorations significatives sont obtenues [5]. Les renforts assurent les propriétés mécaniques du matériau composite. Les propriétés des matériaux composites dépendent de trois facteurs :

- De la nature et des propriétés des matériaux constituants,
- De la géométrie et de la distribution du renfort,
- Des interactions entre constituants et de la nature de l'interface matrice-renfort.

Le renfort sera caractérisé par sa forme, sa taille, sa concentration et son orientation. La concentration en renfort est définie par la fraction volumique ou massique. Il s'agit d'un paramètre déterminant des propriétés du composite. Sa distribution dans le volume l'est aussi car de nombreuses propriétés en dépendent. Selon la géométrie et l'orientation du renfort, il est possible de contrôler l'anisotropie des caractéristiques souhaitées du composite. Suivant la forme et la nature des constituants il est possible de classer les matériaux composites.

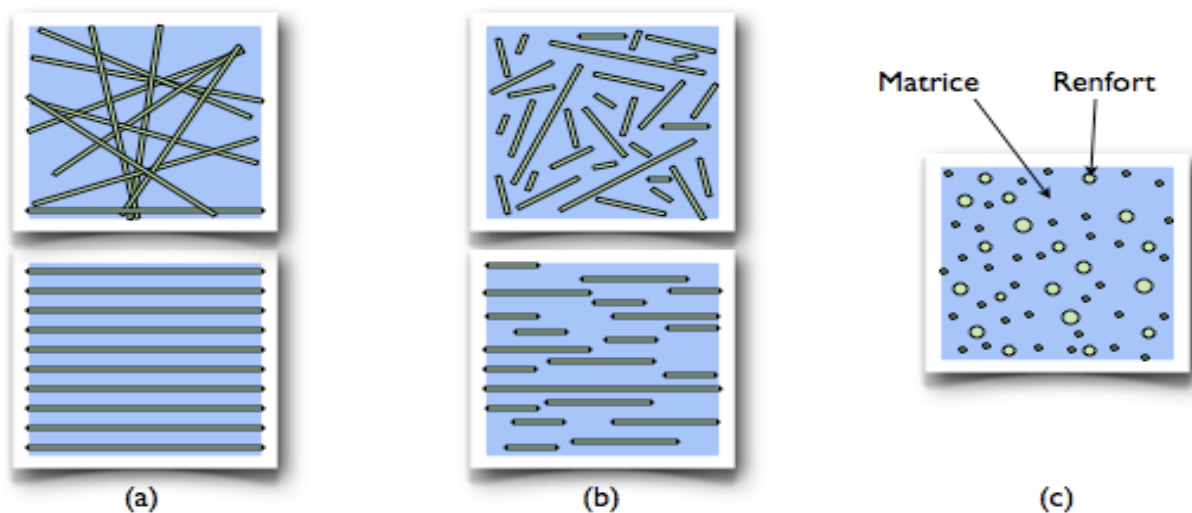


Figure I. 2 Les structures géométriques des composites : (a) fibres longues, (b) fibres courtes, (c) particules.

En effet, en fonction de la forme nous trouvons deux grandes classes : les composites à particules et à fibres.

1.2.1 Composites à particules

Un matériau composite est dit à particules quand son renfort se trouve sous forme de particules ne possédant pas de dimension privilégiée. Elles sont généralement utilisées pour améliorer des caractéristiques telles que la rigidité de la matrice, la résistance à l'abrasion ou la tenue en température. Elles sont aussi souvent employées pour diminuer le coût du matériau [6].



Figure I.3 Divers types de matériaux de nanoparticules [7]

I.2.2 Composites à fibres

Un composite est dit à fibres quand son renfort est sous forme de fibres, c'est à dire qu'il possède une direction privilégiée. L'arrangement des fibres, leur orientation définissent les propriétés souhaitées et peuvent rendre le matériau fortement anisotrope ou fortement isotrope dans un plan [6].

Les renforts constitués de fibres se présentent sous les formes suivantes : linéique (fils, mèches), tissus surfaciques (tissus, mats), multidirectionnelle (tresse, tissus complexes, tissage tri directionnel ou plus), Figure I. 4 [5].

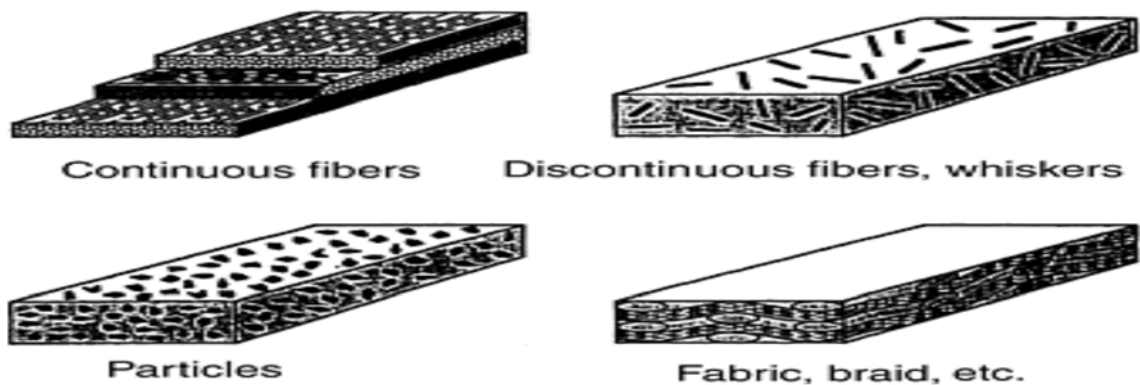


Figure I.4 Les formes courantes de renfort fibreux [5].

a. Formes linéiques

Une fibre (diamètre environ de $10\ \mu\text{m}$) est trop petite pour l'utilisation unitaire. On trouve en général, des fils ou mèches qui sont assemblés à partir de plusieurs fibres. L'unité de masse linéique est le tex ($1\ \text{tex} = 1\ \text{g/km}$) [8].

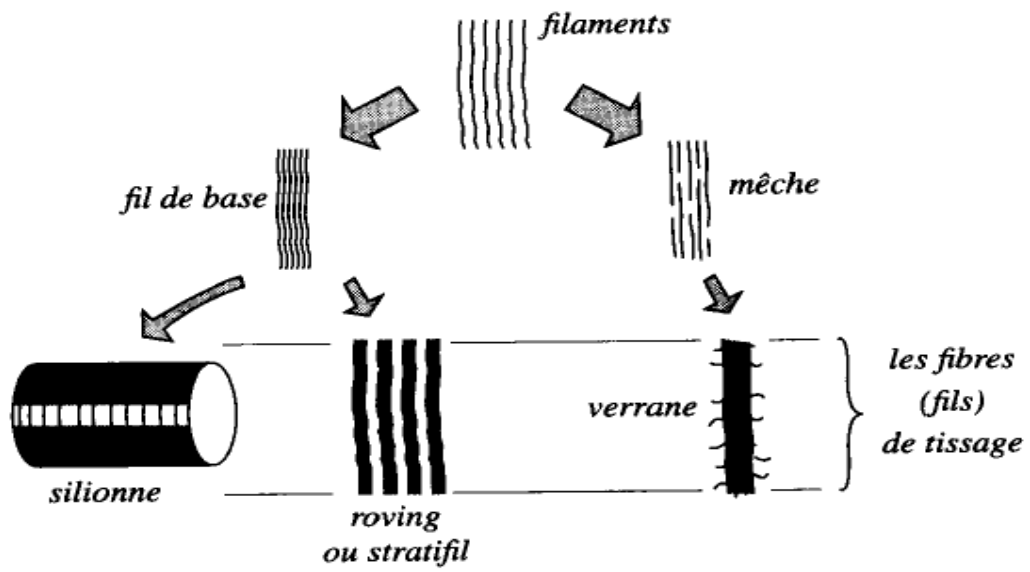


Figure 1.5 exemple de la fibre de verre (demi-produits) [9]

b. Formes surfaciques

- Tissus et rubans

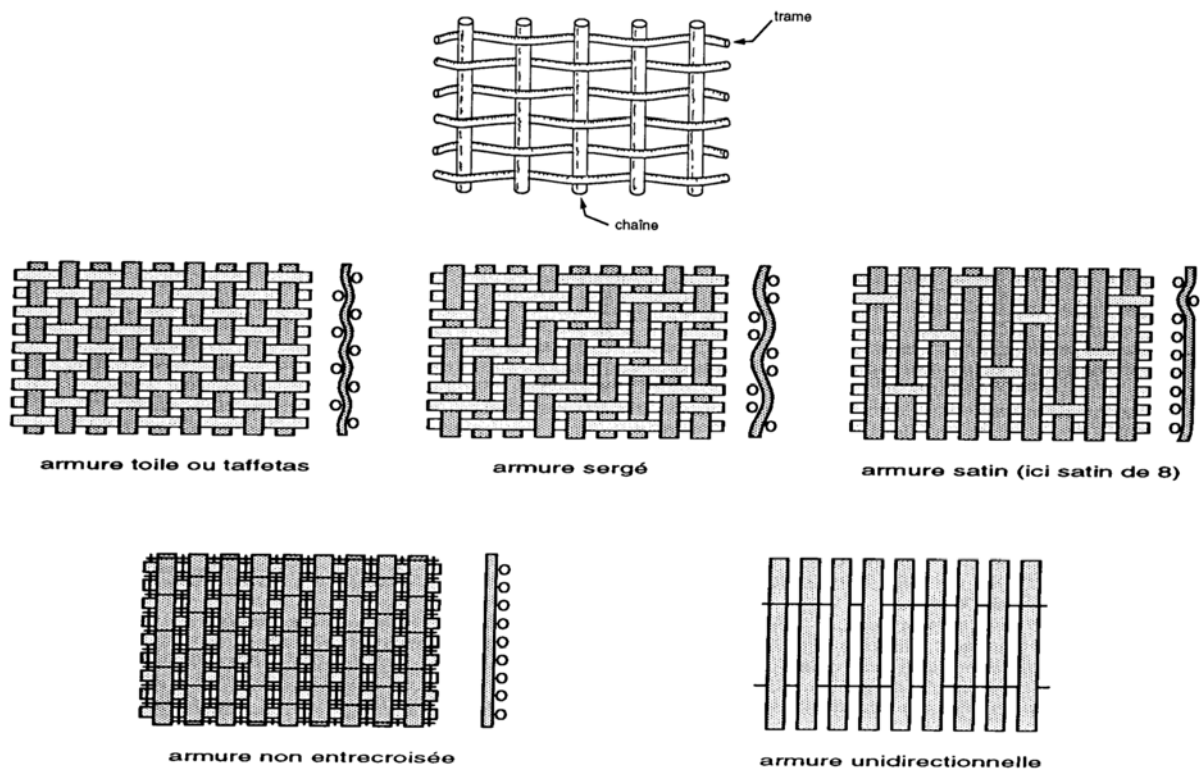


Figure 1.6 présentation des renforts sous forme surfacique [9]

• **Mats** : Ce sont des nappes de fils continus ou coupés, disposés dans un plan suivant une direction aléatoire. Ils sont maintenus ensemble par un liant. Le mat est isotrope à cause de l'absence d'orientation préférentielle des fibres [6].

c. Structures multidimensionnelles

- Tresses et préformes

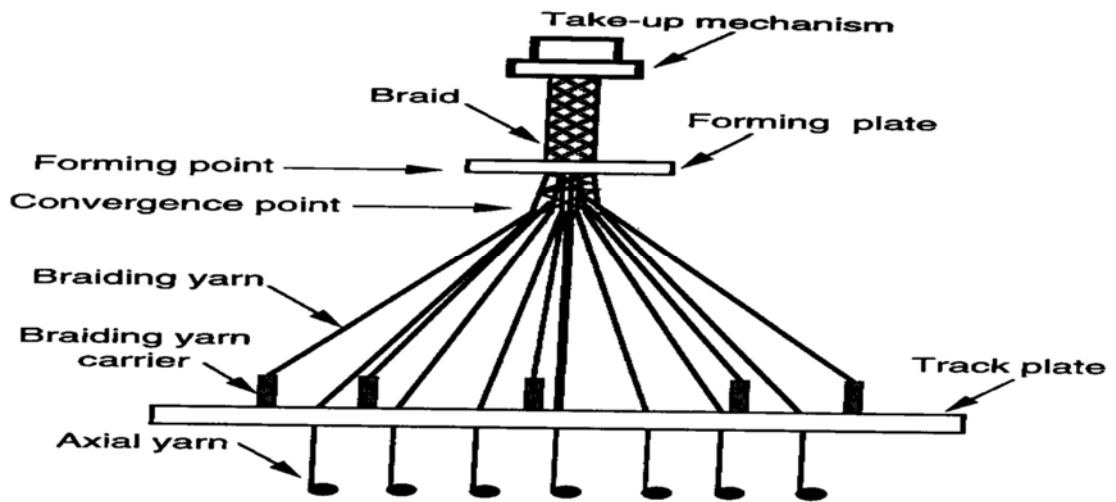


Figure 1.7 renforts sous forme tresses et préformes [4]

- Tissus multidirectionnels

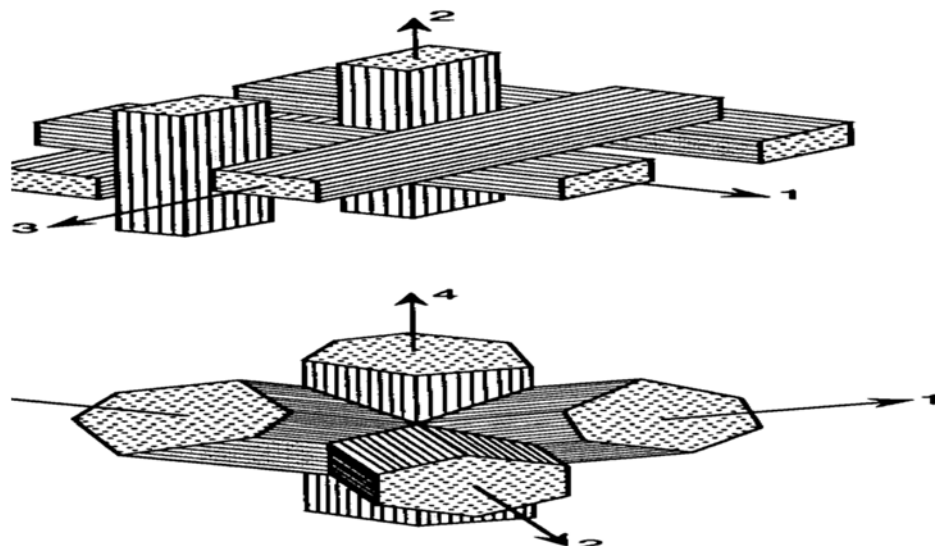


Figure 1.8 Renforts sous forme tissus multidirectionnels [4]

I.2.3 Différents types de fibres

a. Fibres inorganiques

- Polyester

Le terme de polyester désigne différents polymères (c'est-à-dire des chaînes de molécules) aux applications multiples. Par exemple, le polyéthylène téréphtalate ou PET utilisé pour fabriquer des bouteilles en Plastique appartient à la famille des polyesters. Ce type de polymère est aussi très couramment employé comme fibre textile synthétique. Dans l'industrie textile, on appelle fibre synthétique est une fibre produite à partir de composés chimiques.

Les Produits chimiques utilisés proviennent généralement d'hydrocarbures ou d'amidon.

Le fil de polyester est issu de l'estérification d'acide téréphtalique et d'éthylène glycol à l'aide d'un catalyseur et d'un adjuvant. Le polymère est fondu pour être transformé en fils.

Quand elles sont associées à d'autres substances, les fibres synthétiques servent aussi à fabriquer des matériaux d'isolation et des tissus pare-balles. Le polyester est aussi utilisé pour fabriquer des bandes d'enregistrement magnétique.

- Aramides

Aramide est un terme générique pour une classe de fibres de polyamide aromatique introduit dans le commerce au début des années 1960. Une large gamme de propriétés sont disponibles. Kevlar 149 (DuPont), par exemple, a un module de traction de 180 GPa (26x10⁶ livres par pouce carré) et une résistance à la traction de 3450 MPa (500 ksi). Plus communément Kevlar utilisé 49 (DuPont) a un module de traction de 131 GPa (19 x 10⁶ psi) et une résistance à la traction de 3620 Mpa (525) ksi). Le tableau(I.1) regroupe les principales fibres aramides, en particulier présentent d'excellentes caractéristiques de rigidité et de résistance en traction, une bonne tenue à la fatigue et à l'impact, mais un comportement médiocre en compression et cisaillement (donc en flexion) [5].

Tableau I.1 Caractéristiques et applications de divers types de fibres polymères pour matériaux composites [3].

Fibres	Polyamides aromatiques : aramides (Kevlar®)		Polyesters saturés	Polyéthylène à haut module (PEHM)
	Kevlar 29®	Kevlar 49®		
Caractéristiques principales	Résistance en traction, au choc et à la fatigue	Résistance en traction, au choc et à la fatigue, haut module	Faible coût	Résistance en traction et au choc, rigidité
Masse volumique (Mg/m³)	1,44	1,45	1,3	0,97
Résistance à la traction R_m (MPa)	3 000	3 600	1 200	3 000
Module de Young E (GPa)	60	134	14	100
Allongement à la rupture A (%)	7	3,5	12	5
Température maximale d'utilisation (°C)	200	200	100	100
Applications	Câbles, pneumatiques	Composites à hautes performances, voiles.		Blindages, casques coques de bateaux

b. Fibres organiques

- **Naturelles** : Les fibres naturelles peuvent provenir de plusieurs sources ; notamment les plantes, les animaux ou les minéraux comme c'est illustré sur la Figure I.9.

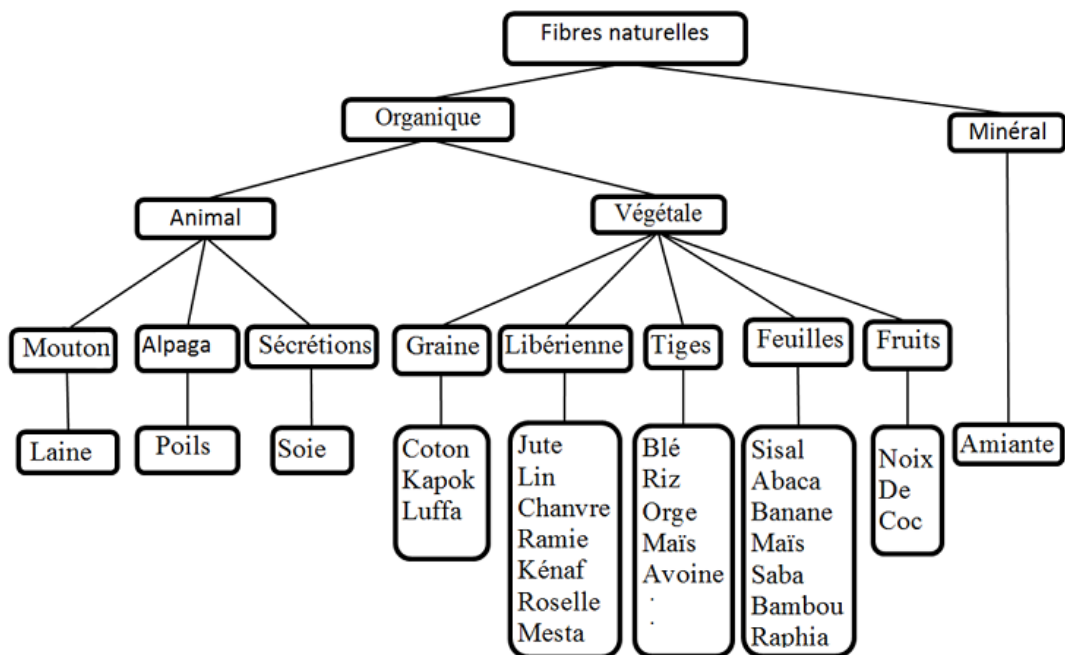


Figure 1.9 Classification des fibres naturelles.

- **Végétales** : Cependant, dans plusieurs applications, il s'est avéré que les fibres naturelles végétales sont le renfort le plus utilisés. La figure 1.10, ci-dessous présente quelques plantes origines des fibres naturelles. Les fibres végétales sont réparties entre les fibres libériennes, les fibres de feuilles, de graines, de fruits, de bois, de la paille de céréales et d'autres fibres d'herbe. Leur composition principale est la cellulose, la lignine et l'hémicellulose [10].

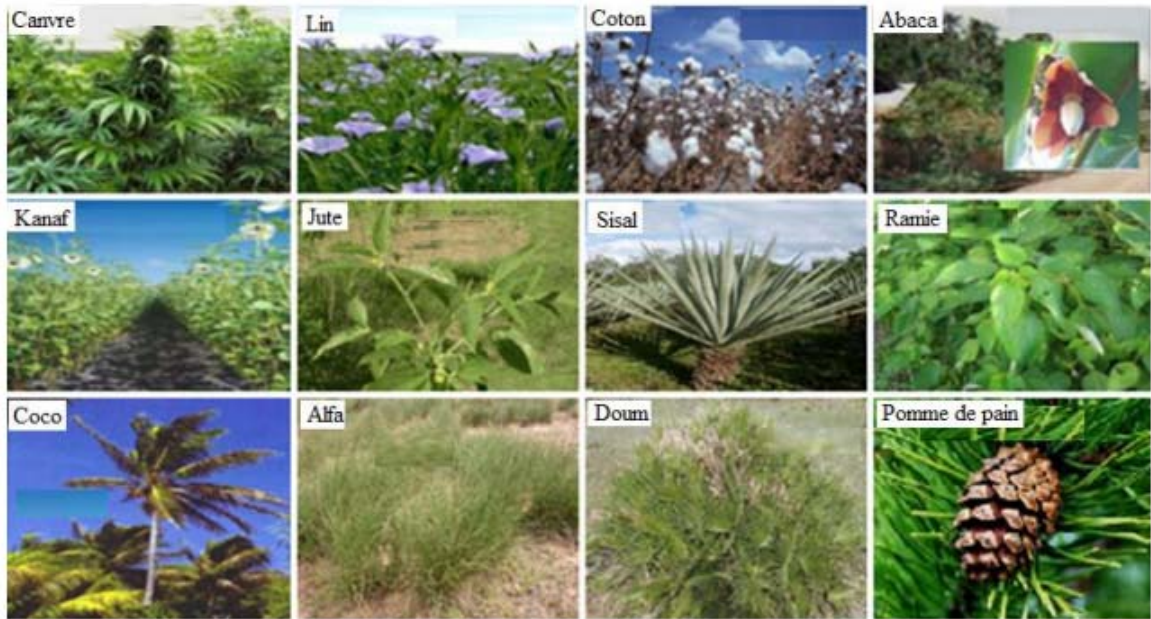


Figure 1.10 Quelques plantes, origine des fibres utilisées comme renfort dans les matrices polymères.

- **Animales**

Les fibres animales, laines et soies, sont utilisées depuis des millénaires et le tissage a été une des premières activités artisanales avec les arts du feu. Des échantillons archéologiques datant de plus de 2000 à 4000 ans av. J.C. Les fibres naturelles issues d'animaux se divisent en trois groupes principaux : laine, poils, et soie naturelle.



Figure 1.11 Quelques origine des fibres animales

- Minérales
 - Les fibres de verre

Les raisons de l'utilisation généralisée des fibres de verre dans les matériaux composites, à la fois dans le passé et dans le présent, y compris le prix concurrentiel, la disponibilité, une bonne maniabilité, facilité de traitement, de haute résistance, et d'autres propriétés acceptables. Les fibres de verre de diverses qualités sont de loin les renforts les plus courants (tableau I.2). Leur procédé d'élaboration par filage du verre en fusion permet d'obtenir des fibres de 5 à 15 µm de diamètre. Leur résistance à la rupture en traction ou flexion est d'autant plus élevée que leur diamètre est faible [5].

Tableau I.2 Caractéristiques et applications de divers types de fibres de verre pour composites

Fibres	Verre E	Verres R et S	Verre D	Verre C
Caractéristiques principales	Qualité courante	Hautes performances mécaniques et thermiques	Rigidité diélectrique	Bonne tenue chimique
Masse volumique (Mg/m ³)	2,6	2,53	2,14	2,5
Résistance à la traction R_m (MPa)	2 400	3 600	2 500	2 800
Module de Young E (GPa)	73	86	55	70
Allongement à la rupture A (%)	4,5	5,2	4,8	4
Température maximale d'utilisation (°C)	500	650	450	450
Coefficient de dilatation thermique ($10^{-6}/K$)	5	4	3,5	8,5
Applications	Composites de grande diffusion	Armement, aéronautique, spatial	Radomes, capots perméables aux ondes électromagnétiques	Réacteurs chimiques, renforcement du béton, panneaux de façades

➤ Les fibres de carbone

Les fibres de carbone sont les plus connus et largement utilisés dans le renforcement des composites avancés. Bien qu'il existe de nombreuses raisons de cette situation, deux facteurs prédominent [1]. Tout d'abord, la technologie de fabrication des fibres de carbone, bien qu'elle soit complexe, se prête mieux à la production à grande échelle que de la plupart des autres fibres avancées. D'autre part, les fibres de carbone ont une propriété techniques très utiles qui, pour la plupart, peuvent être facilement traduits en physique utilisable en composite [5].

Tableau I.3 Caractéristiques de divers types de fibres de carbone pour matériaux composites

Fibres	Carbone à haute résistance HR	Carbone à bas module BM	Carbone à haut module HM	Carbone à très haut module THM
Masse volumique (Mg/m ³)	1,85	1,70	1,90	1,95
Résistance à la traction R_m (MPa)	3 500 à 4 900	1 800	2 800 à 4 400	2 300
Module de Young E (GPa)	200 à 250	180	400 à 600	750 à 820
Allongement à la rupture A (%)	1,3 à 2,1	2	0,7 à 1,2	0,3

➤ Les fibres de bore

Développé et commercialisé pour la première fois au début des années 1960, des fibres de bore sont étant encore utilisés aujourd'hui, même si les fibres de carbone sont maintenant disponibles avec des propriétés équivalentes ou supérieures à un prix nettement inférieur. Ils ont été utilisés dans l'industrie des articles de sport en raison de leurs excellentes propriétés mécaniques, une stabilité thermique et une diminution de réactivité avec la matrice (par rapport aux fibres de carbone). Les fibres obtenues ont une excellente résistance (3450 MPa, ou 500 ksi) et la rigidité (400GPa, ou 58×10^6 psi). Du fait de leurs grands diamètres de fibres, ils forment des composites ayant des résistances à la compression extrêmement élevées [5].

Tableau I.4 Principales caractéristiques mécaniques des fibres de base

Fibre	densité	Charge de rupture en traction (en Mpa)	Charge de rupture en compressio (en Mpa)	Allongnt à la rupture (en %)	Module d'élasticité longi (Mpa)	Diamètre du filament élémentaire (en mm)	Prix (en F/K)
Verre E	2.54	3400	1200	4.8	73000	3 - 30	12
Verre R	2.48	4400	1300	5.4	86000	3 - 30	50
Aramide bas module	1.45	3100	500	2	70000	12	150
Aramide haut module	1.45	3100	500	1	130000	12	200
Carbone haute ténacité	1.78	2800	1800	0.5	200000	8	300/1000
Carbone haut module	1.8	2200	1300		400000	8	300/1000
Bore	2.63	3500	3500	0.8	400000	100 - 200	3000
Acier XC10	7.85	1000			210000		

I.3 Les Matrices

Le but de la matrice est de lier l'ensemble des renforts en raison de sa cohésion et de l'adhésif caractéristiques, pour transférer la charge vers et entre les renforts, et pour protéger les renforts environnements et manutention. La matrice fournit aussi une forme solide pour le composite, ce qui facilite la manipulation pendant la fabrication et généralement requis dans une pièce finie. Ceci est particulièrement nécessaire en discontinu composites renforcés, parce que les renforts ne sont pas d'une longueur suffisante pour fournir une forme manipulable. Du fait que les renforts sont généralement plus fortes et plus rigides, la matrice est souvent le «maillon faible» dans le composite, à partir d'un point de vue structurel. En tant que phase continue, la matrice de contrôle donc le sens transversal propriétés, résistance inter laminaire et une résistance à température élevée du composite. Cependant, la matrice permet à la force des renforts à utiliser à leur plein potentiel en fournissant un transfert de charge efficace des forces extérieures à l'armature. La matrice contient des fibres de renforcement dans l'orientation correcte et la position de sorte qu'ils puissent supporter les charges prévues et distribue les charges plus ou moins égale entre les renforts. En outre, la matrice fournit une réponse inélastique vitale pour que les concentrations de contraintes sont réduites de façon spectaculaire et contraintes internes sont redistribués de renforts brisés. Dans des matrices organiques, la réponse inélastique est souvent obtenue par des microfissures; dans les métaux, la déformation plastique donne la nécessaire conformité. Décollement, souvent bien considéré comme un phénomène inter faciale, est un mécanisme important qui ajoute à charger la

redistribution et écoulement des concentrations de contraintes. Un aperçu général des matrices importantes est fourni par la suite [3].

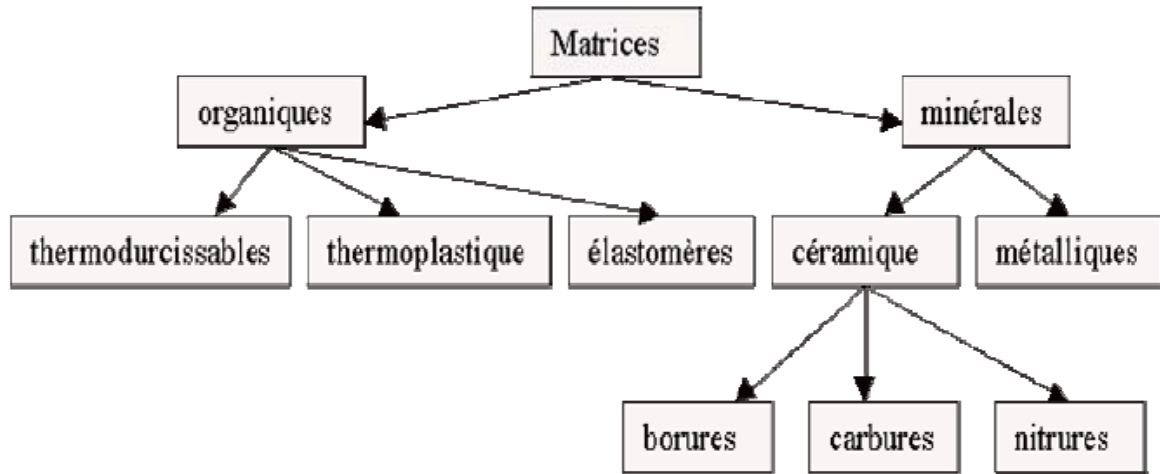


Figure 1.12 Classification des matrices

Dans un grand nombre de cas, la matrice constituant le matériau composite est une résine polymère. Les résines polymères existent en grand nombre et chacune à un domaine particulier d'utilisation. Dans les applications où une tenue de la structure aux très hautes températures est requise, des matériaux composites à matrice métallique, céramique ou carbone sont utilisés. Dans le cas des matériaux en carbone des températures de 2 200°C peuvent être atteintes. La classification des types de matrices couramment rencontrées [5].

I.3.1 Résines thermodurcissables

Les résines thermodurcissables ont des propriétés mécaniques élevées. Ces résines ne peuvent être mises en forme qu'une seule fois. Elles sont en solution sous forme de polymère non réticulé en suspension dans des solvants. Les résines polyesters insaturées, les résines de condensation (phénoliques, aminoplastes, furaniques) et les résines époxy sont des résines thermodurcissables. Les exemples de résines thermodurcissables classiquement rencontrées sont 914, 5208, 70, LY556.

Les matériaux les plus performants ont des caractéristiques mécaniques élevées et une masse volumique faible. Ces caractéristiques sont présentées dans le Tableau I.5 [11].

Tableau I.5 Matrice thermodurcissable

Matrices TD	Masse volumique (kg.m ⁻³)	Module d'élasticité longitudinal (MPa)	Module de cisaillement (MPa)	Coefficient de Poisson	Contrainte de rupture (traction) MPa	Allongement à rupture %	Coefficient de dilatation thermique °C ⁻¹
	Mv	E	G	k	C _r	A	α
Epoxyde	1 200	4 500	1 600	0,4	130	2	11*10 ⁻⁵
Phénolique	1 300	3 000	1 100	0,4	70	2,5	1*10 ⁻⁵
Polyester	1 200	4 000	1 400	0,4	80	2,5	8*10 ⁻⁵
Polycarbonate	1 200	2 400		0,35	60		6*10 ⁻⁵
Vinylester	1 150	3 300			75	4	5*10 ⁻⁵
silicone	1 100	2 200		0,5	35		
Uréthane	1 100	700 à 7 000			30	100	
Polyimide	1 400	4 000 à 19 000	1 100	0.35	70	1	8*10 ⁻⁵

I.3.2 Résines thermoplastiques

Les polymères utilisés sont essentiellement des thermoplastiques techniques qui présentent à l'état vierge de bonnes caractéristiques mécaniques. Un renforcement à l'aide de fibres courtes leur confère une tenue thermique et mécanique améliorée et une bonne stabilité dimensionnelle. Les principales matrices TP utilisées (possédant tous une tenue en température supérieure à 100 °C, hors POM) sont les suivantes :

- Polyamide (PA) : tenue au choc, bonne résistance à la fatigue et aux hydrocarbures ;
- Polytéraphthalate éthylénique et butylénique (PET, PBT) : bonne rigidité, bonne ténacité
- Polycarbonate (PC) : tenue au choc ;
- Polysulfure de phénylène (PPS): résistance à l'hydrolyse ;
- Polyoxyméthylène (POM) : bonne tenue à la fatigue ;
- Polysulfurés (PSU et PPS) : bonne stabilité chimique et à l'hydrolyse, peu de fluage, tenue au chaud ;
- Polypropylène (PP) : peu onéreux et assez stable en température, mais combustible.

De plus en plus, on utilise des thermoplastiques thermostables (tenue en température > 200 °C et bonnes propriétés mécaniques), en particulier les suivants :

- Polyamide-imide (PAI) ;
- Polyéther-imide (PEI) ;
- Polyéther-sulfone (PES) ;
- Polyéther-éther-cétone (PEEK) [12].

Tableau I.6 Résines thermoplastiques

Matrices TP	Masse volumique (kg.m ⁻³)	Module d'élasticité longitudinal (Mpa)	Module de cisaillement (Mpa)	Coefficient de Poisson	Contrainte de rupture (traction) MPa	Allongement à rupture %	Coefficient de dilatation thermique °C ⁻¹
	M _v	E	G	k	C _r	A	α
PP	900	1 200		0.4	30	20 à 400	9*10 ⁻⁵
PPS	1 300	4 000			65	100	5*10 ⁻⁵
PA	1 100	2 000		0.35	70	200	8*10 ⁻⁵
PES	1 350	3 000			85	60	6*10 ⁻⁵
PEI	1 150	3 300			105	60	6*10 ⁻⁵
PEEK	1 300	4 000			90	50	5*10 ⁻⁵

I.3.3 Les élastomères

Ils sont dans une situation intermédiaire : ce sont des polymères thermodurcissables à très faible taux de réticulation. Les liaisons covalentes qui pontent les macromolécules sont peu nombreuses et très éloignées les unes des autres. Ceci laisse subsister de longues portions de chaînes libres de se déployer sous l'effet d'une contrainte appliquée, et de se replier dans leur configuration d'énergie minimale lorsque la contrainte est supprimée : c'est là l'origine du comportement « super élastique » de ces matériaux. La rigidité d'un élastomère peut donc être ajustée en jouant sur son taux de réticulation : les élastomères à faible taux de réticulation présentent une température de transition vitreuse, au-dessous de laquelle ils ont un comportement de solide vitreux relativement fragile; les élastomères à fort taux de réticulation sont analogues à des thermodurcissables [12].

I.4. Interface

L'interface renfort-matrice est souvent considérée comme une surface de contact, mais ce n'est pas une surface au sens géométrique du terme. Elle assure la compatibilité renfort-matrice et l'adhésion, en transmettant les contraintes de l'un à l'autre sans déplacement relatif (interface).

A cause de sa structure, l'interface peut être considérée d'un point de vue mécanique, comme un point faible du composite. Dans le transfert d'effort orienté dans le sens de l'axe de la fibre, l'interface est considérée comme une couche de cisaillement. Lorsqu'il n'y a pas de décohésion interfaciale, le comportement est élastique : le cisaillement interfacial est

linéairement proportionnel à la différence de déplacement entre la matrice et la fibre au niveau de leurs parois [13].

I.5 Additifs

Des produits peuvent être incorporés à la résine pour renforcer les propriétés mécaniques (Charges renforçantes, ex : charges sphériques creuses 5 à 150 μ m). Des charges non renforçantes peuvent être également utilisées pour diminuer le coût des matrices en résine. Des additifs, de type colorant ou agent de démoulage sont largement utilisés lors de la conception des structures constituées de matériaux composites [9].

I.6 Les stratifiés

L'empilement de plusieurs plis de différentes orientations qui sont collés ensemble forme un stratifié [8].

Les stratifiés sont constitués (Figure I.13) de couches successives (appelées par fois plis) de renforts (fils, stratifiés, mats, Tissus, etc.) Imprégnés de résines. Nous citons les divers type de stratifié [4].

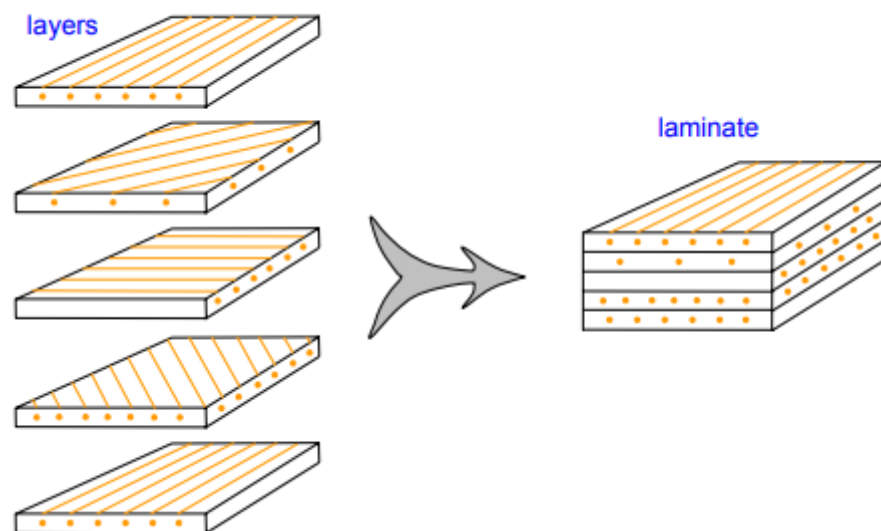


Figure I.13 constitution d'un stratifié

Définition du code de description :

- Chaque pli est noté par l'angle (en degré) entre la direction longitudinale des fibres et l'axe x.
- Des plis adjacents sont séparés par une barre oblique (/) si leurs angles ont de différentes valeurs absolues.
- La séquence d'empilement commence à partir du premier pli supérieur et se termine au dernier pli [8].
- Un indice est utilisé afin d'indiquer le nombre de plis adjacents possédant la même orientation.

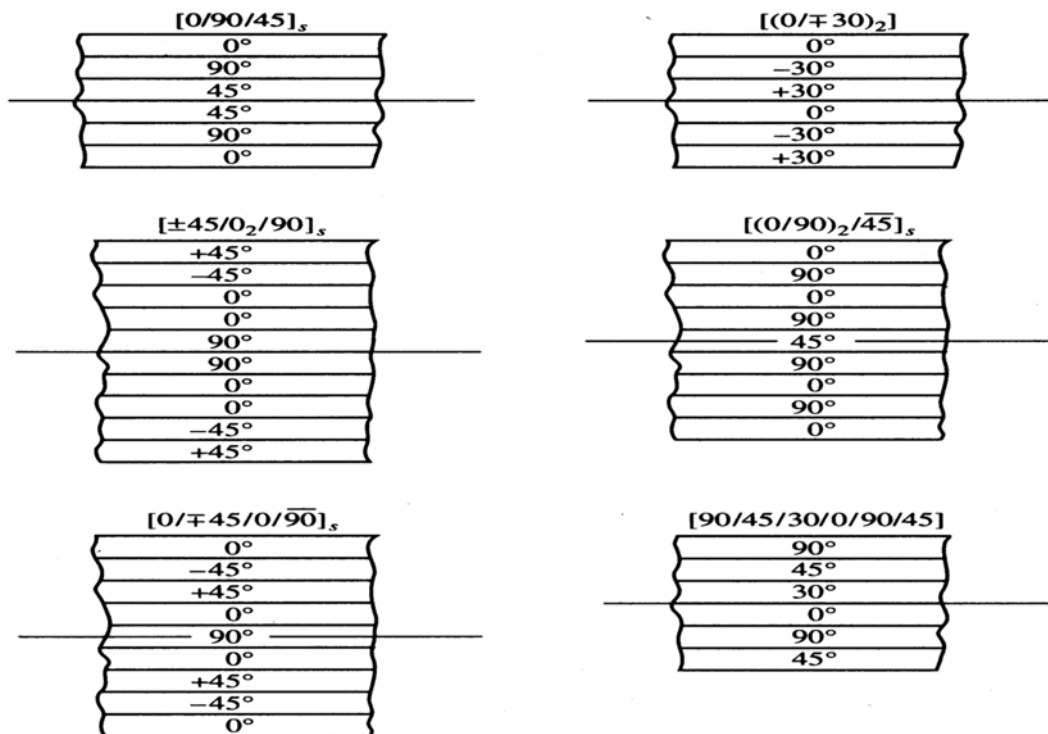


Figure I.14 Quelques exemples d'empilement

- Stratifié symétrique : Les plis sont disposés symétriquement par rapport au plan moyen géométrique (plan (x, y) passant par le milieu de l'épaisseur du stratifié).
- Stratifié équilibré : Nombre de plis à $+\theta$ est égal au nombre de plis à $-\theta$
- Stratifié orthogonal : Plis de 0° et de 90° [8].

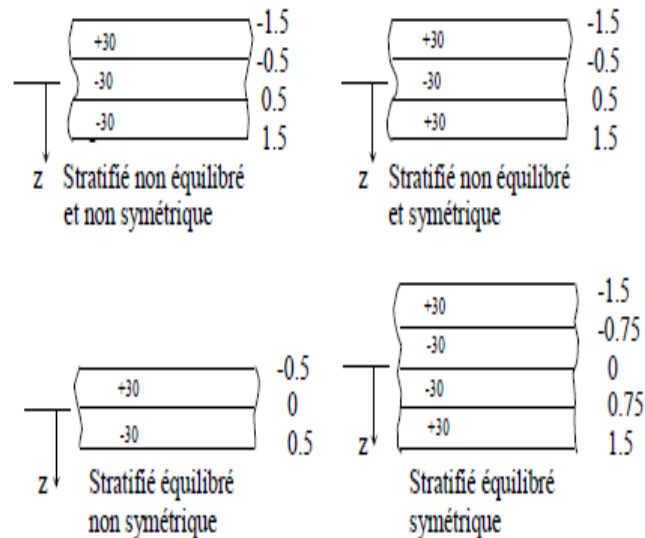


Figure I.15 Différents types de stratifié

- Un pli dont les axes naturels ne coïncident pas avec les axes de référence se comporte comme un stratifié non équilibré mais symétrique.
- Pour qu'un stratifié soit symétrique et équilibré, il doit comprendre au moins quatre plis.
- Un stratifié symétrique et équilibré doit comprendre un nombre pair de plis [8].

I.7 Composite sandwich

Le principe de la technique sandwich consiste à appliquer sur une âme (constituée d'un matériau ou d'une structure légère possédant de bonnes propriétés en compression), deux « feuilles » ou peaux (possédant de bonnes caractéristiques en traction) ; l'objectif d'un tel procédé est de constituer une structure permettant de concilier légèreté et rigidité [13].

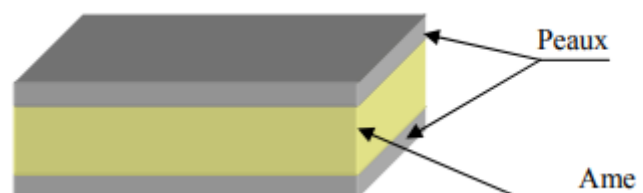


Figure I.16 Structure en sandwich.

Les âmes peuvent être pleines (bois, mousse, ...etc.) ou creuses (alliages métalliques léger, papier, ...etc.). Les peaux sont des stratifiés ou des feuilles d'alliages légers [13].

I.8 La mise en forme de composite

L'un des procédés de mise en forme, le plus couramment utilisé, de pièces composites renforcées par des fibres courtes (< 3 mm) se compose d'une étape de compoundage par extrusion/granulation, permettant d'obtenir des granulés de mélange, mis en forme par la suite via un procédé de moulage par injection. De plus, la compatibilisation entre les fibres et la matrice est un facteur prépondérant pour le comportement final du composite [12].

I.8.1 Le compoundage

Le compoundage est un processus permettant le mélange par fusion de matières plastiques thermoplastiques et d'additifs (charges de renforts, caoutchouc et Fibres), le produit final se présente souvent sous la forme de granulés. Diverses méthodes de compoundage par extrusion/granulation existent mais le principe est identique et est présenté ici à travers la méthode la plus répandue pour les composites à fibres de verre, à savoir un dosage séparé sur extrudeuse double-vis (Figure I.17).

La matrice thermoplastique est insérée au début de l'extrudeuse et subit la première transformation, sa fusion (Zone 1), les fibres coupées à une longueur de l'ordre de 3mm sont alors ajoutées à la matrice fondue (Zone 2), la dernière phase correspond à l'homogénéisation du mélange et au dégazage (Zone 3). Cette dernière est responsable de la diminution de la longueur des fibres. A la sortie de l'extrudeuse, un jonc de composite est obtenu qui est alors refroidi puis broyé pour obtenir les granulés de matière première nécessaire à la mise en forme finale via moulage par injection [12].

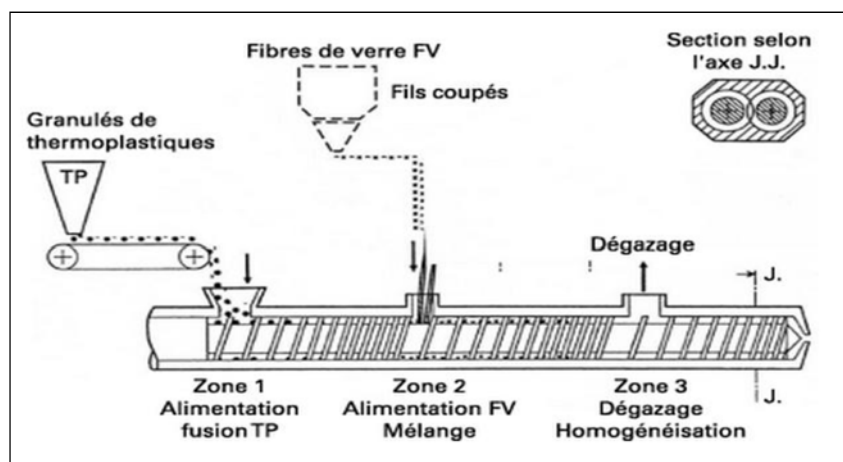


Figure I.17 Schématisation d'une extrudeuse double vis

I.8.2 Le moulage par injection

Le cycle typique, dont le principe est présenté sur la *Figure (I.18)* comprend plusieurs phases décrites ci-après.

- **La plastification** : Les granulés sont progressivement chauffés, fondus et homogénéisés par le cisaillement dû à la rotation de la vis. L'apport énergétique nécessaire à la fusion provient de l'action conjuguée de la dissipation mécanique et du transfert thermique depuis le fourreau chauffé. Cette étape est l'une des origines de la diminution de la longueur moyenne des fibres, et va ainsi induire une distribution de longueur non homogène dans l'écoulement.
- **Le remplissage** : A l' instant choisi, la vis est poussée axialement et joue le rôle d'un piston en injectant à vitesse contrôlée le polymère fondu dans la cavité du moule. Pendant le remplissage, les fibres vont s'orienter dans des directions privilégiées selon les sollicitations mises en jeu.
- **Le compactage** : Une fois les empreintes du moules remplies, une pression élevée est maintenue, autant que possible, jusqu'au figeage de la matière. Une quantité supplémentaire de polymère est alors introduite dans la cavité, dans le but de limiter le retrait thermique et d'uniformiser progressivement la pression dans le moule.
- **Le refroidissement et l'éjection** : La pièce reste quelques instants dans le moule à fin que le refroidissement puisse se poursuivre. Une fois que la pièce est refroidie, le moule s'ouvre et la pièce est éjectée (éjecteurs, robot, ...). Pendant ce temps, la phase de plastification recommence, de façon à préparer le prochain cycle.

Il en résulte ainsi une distribution d'orientation complexe, variant considérablement dans la pièce, en particulier suivant l'épaisseur. Les propriétés thermomécaniques vont dépendre de cette distribution d'orientation mais également de la concentration locale de fibres ainsi que de l'hétérogénéité de la distribution de longueur des fibres [12].

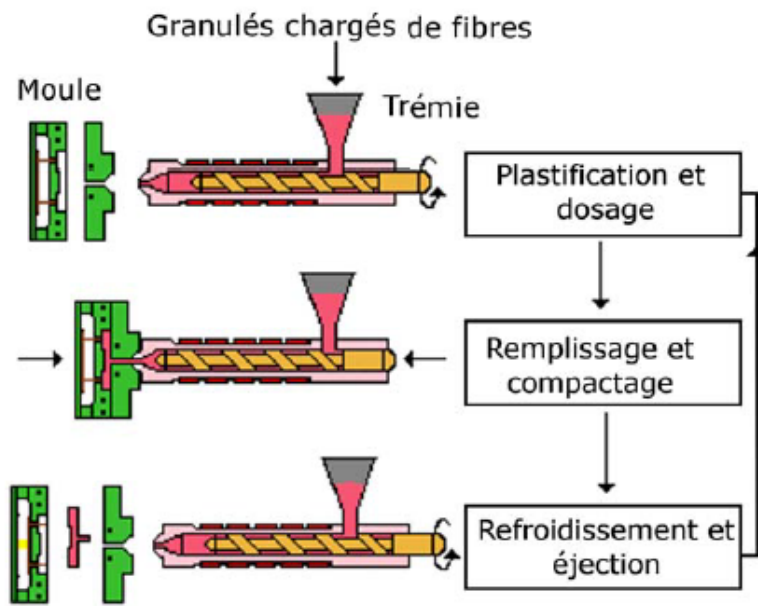


Figure I.18 Principe du moulage par injection

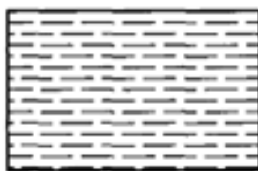
Chapitre II
Etude analytique

II.1 Introduction

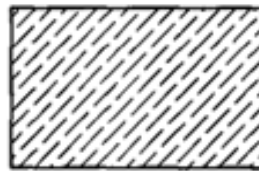
Les polymères renforcés par des fibres courtes se sont retrouvés dans des structures secondaires légèrement chargées, dans lesquelles la rigidité domine la conception, mais dans laquelle il doit y avoir également une augmentation notable de la résistance sur le polymère non renforcé [14] car ils offrent non seulement des propriétés mécaniques supérieures, mais ils peuvent également être facilement produits [15]. Nombreux modèles prédisant le module élastique des composites à fibres courtes, certains seront discutés.

II.2 Fibre courte

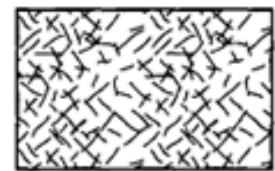
Longueur varie de quelques centimètres aux fractions de millimètre. Les composites à fibres courtes sont moins résistants que les composites à fibres continues. Types de renforcement : alignées, alignées suivant les axes naturels et aléatoires (Figure II.1).



(a) fibres courtes alignées



(b) fibres courtes alignées suivant une direction quelconque

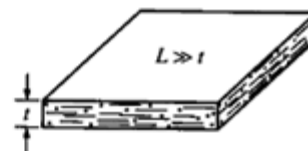


(c) fibres courtes de directions aléatoire

Figure. II.1 Quelque 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 [15].

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 [16]. La technique fournit une méthode permettant d'obtenir une dispersion uniforme et homogène de fibres et de matrice.

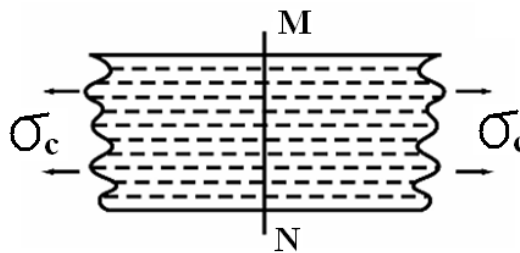


Figure II.3. Schematic diagram of short fiber reinforced composite with far field composite stress σ_c

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.

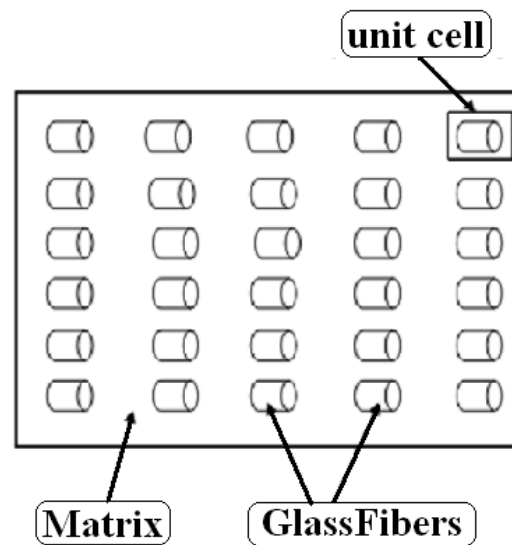


Figure II.4. Matrice renforcée par fibres courtes

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.

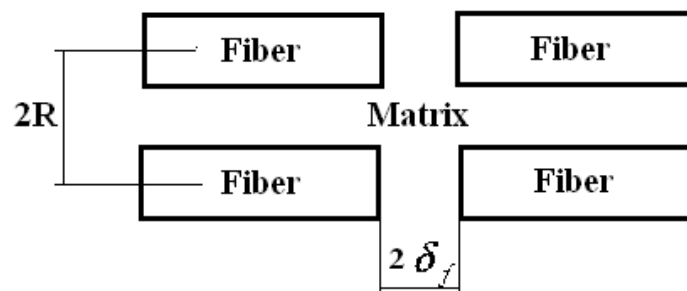


Figure II.5. Distance entre les fibres

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) [17].

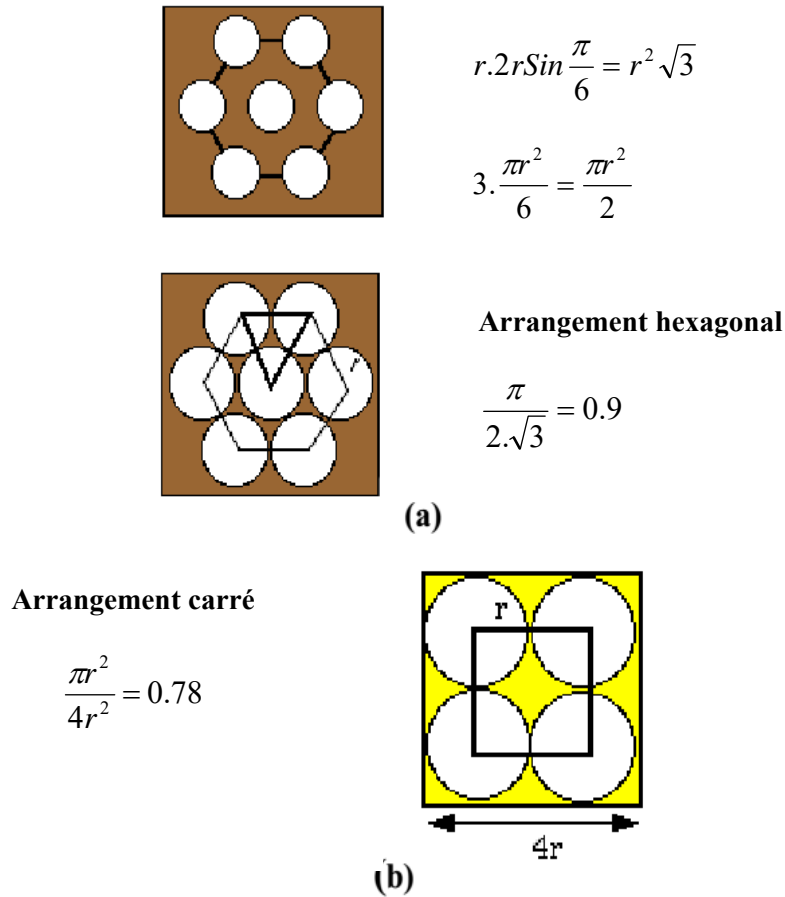


Figure II.6. Arrangement des fibres

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 [18].

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 [19]. 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 [20].

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.

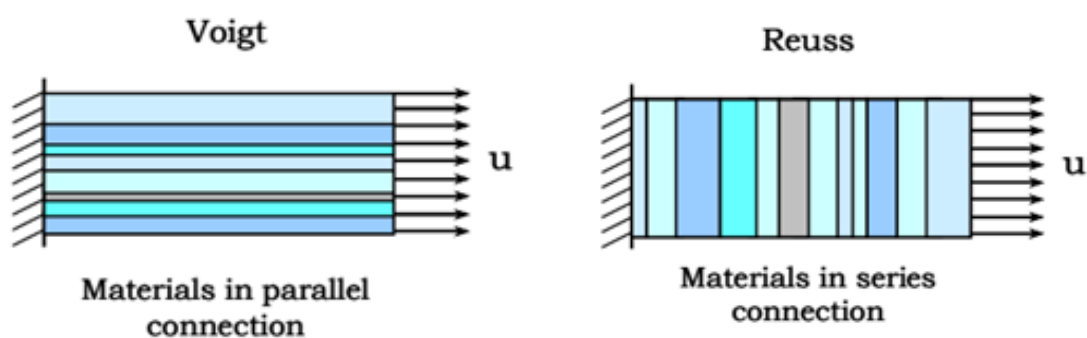


Figure. II.7 Interprétation géométrique des limites théoriques de Voigt et Reuss

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 [10]. 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:

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

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) [20].

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

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

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:

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

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

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 [21], 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

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

Où K est un paramètre qui dépend de l'adhérence fibre / matrice [22].

Tous les modèles précédents sont des modèles micromécaniques.

II.6 Modèles pour la résistance des composites à fibres courtes

Contrairement aux composites renforcés par des fibres continues, les composites renforcés par des fibres courtes sont proches des matériaux isotropes, à savoir, les propriétés macroscopiques sont à peu près égales dans toutes les directions. Pour le but de prédire la résistance des fibres courtes des composites, divers modèles ont été proposés dans la littérature. Un grand nombre de ces modèles sont développés par des analyses théoriques basées sur la micromécanique avec des hypothèses simplifiées et idéalisation de phénomènes complexes. Ainsi, ils y ont les limites de l'applicabilité de ces modèles. Alors que certains modèles ont été modifiés avec le paramètre empirique pour améliorer la précision du modèle. La plupart des modèles de résistance composite à fibres courtes ont été mis au point en modifiant la règle des mélanges.

II.6.1 Modèle de Kelly et Tyson (1965)

Il a modifié la contribution de la résistance de la fibre basée sur l'hypothèse que l'écoulement plastique se produit pendant le transfert de contrainte entre la matrice et les fibres.

$$\sigma_c = \sigma_f V_f \left(l - \frac{l_c}{21} \right) + V_m \sigma_m \quad (\text{II.26})$$

Où σ_c est la résistance à la traction du composite; σ_f, σ_m , les points forts de la fibre et de la matrice, respectivement; et l, l_c la longueur de la fibre et la longueur critique des fibres.

II.6.2 Modèle de Piggot (1980)

Piggot a représenté à la fois les effets plastique et élastique de la matrice dans sa théorie de la résistance de fibre. Le modèle de Piggot de la force de composite est exprimé par de longues équations qui ne seront pas présentés ici. Pour les composites ayant des fibres qui sont au hasard en trois dimensions, il a également suggéré une force limite supérieure que :

$$\sigma_c = \left(\frac{1}{5}\right) \sigma_f V_f + V_m \sigma_m \quad (\text{II.27})$$

II.6.3 Modèle de Vinson et Chou (1975)

Vinson et Chou ont modifiés la règle de des mélanges de composite renforcé par des fibres continu pour les composites à fibres courtes et dérivé de l'équation suivante:

$$\sigma_c = \sigma_f V_f F\left(\frac{l}{l_c}\right) + \sigma_f (l - V_m) \quad (\text{II.28})$$

Où F est un facteur qui tient compte de l'effet de la longueur de fibre. A des rapports d'aspect élevés, $l \gg l_c$, il est raisonnable d'attendre que les fibres agissent comme renforcement continu et F ($l \gg l_c$) devrait approcher sa valeur limite de 1, en accord avec les prédictions d'analyse de cisaillement de retard. Cependant, l'analyse par les éléments finis (Chen, 1971) semblent indiqués supérieures liées aussi bas que 0,5 pour la fonction F ($l \gg l_c$) à des rapports d'aspect riches en fibres. Dans cette étude, la force est calculée avec F ($l \gg l_c$) égale 0,5.

II. 6.4 Modèle de Riley (1968)

Riley a examiné l'interaction entre fibres en prenant en considération la contrainte transférée entre les fibres dans un arrangement hexagonal, et dérivée d'une équation de force en tant que:

$$\sigma_c = \left(\frac{6}{7}\right) \frac{\sigma_f V_f}{l + \left(\frac{5l_c}{7}\right)} + \sigma_m (l - V_f) \quad (\text{II.29})$$

Où la fibre critique l_c est déterminée à partir de trois différentes théories résumées par Robinson et Robinson (1994). Cependant, les valeurs obtenues sont essentiellement les mêmes. Puisqu'il y a des variations non seulement dans la longueur de fibre, mais aussi dans l'orientation des fibres pour réelles composites à fibres courtes.

II.6.5 Modèle de Curtis et al. 1978

La règle des mélanges est modifiée pour (Curtis et al. 1978)

$$\sigma_c = \sigma_f V_f F\left(\frac{l}{l_c}\right) C + \sigma_f (l - V_m) \quad (\text{II.30})$$

Où le facteur d'orientation des fibres C, a été déterminé par des expériences. Sur la base de leur expérience travaux mentaux, C peuvent être 0,36 pour $V_f=10\%$ et $C = 0,43$ pour $V_f=40\%$ respectivement. Pour un aléatoire réseau de fibres, Cox (1952) classique traînage de

cisaillement analyse conduit à $C = 1/3$ et $C = 1/6$ en deux et trois dimensions, respectivement. Dans cette étude, C peut être dans l'intervalle de 0,37 à faible (10 et 20%) et 0,3 pour les fractions de volume riches en fibres. Bien que estimations théoriques de C ont été rapportés [23], il semble tout à fait improbable d'examiner tous les effets d'orientation des fibres.

II.6.6 Modèle Fukuda et Chou (1982)

Ils ont développé un compostage théorie de la force ite sur la base de défaillance de la fibre dans la composite en raison de stress élevé, et le stress concentration au niveau des extrémités des fibres est un des facteurs qui contribuent à provoquer le stress élevé. Ils utilisé une approche probabiliste pour tenir compte des extrémités des fibres dans une zone de contrôle critique :

$$\sigma_C = \sigma_f V_f P + \sigma_m (1 - V_f) \quad (\text{II.31})$$

Où p est un facteur qui compte beaucoup les probabilités de trouver les lacunes de fibres dans la zone de contrôle. Ce modèle n'a pas été pris en considération pour la comparaison due de la difficulté à déterminer p . Avec les différents aspects, Hori et Onogi (1951) ont développés un modèle de force empirique pour les propriétés du papier:

$$\sigma_C = (\sigma_l \sigma_t)^{1/2} \quad (\text{II.32})$$

où les indices l et t , désignent les directions longitudinale et transversale, respectivement. Dans cette étude, les deux résistances à la traction ont été obtenues comme :

$$\sigma_l = \sigma_f V_f + E_m e_f V_m \text{ et } \sigma_t = (E_{22} \sigma_m) / (E_M F) \quad (\text{II.33})$$

OU F est le facteur de concentration de contrainte (Gibson, 1994) pour orientation aléatoire composite à fibres courtes. Hahn (1975) a proposé un composite de fibres aléatoires modèle de force égale à la moyenne des force hors axe des composites unidirectionnels si l'échec est progressif et si la règle des mélanges est applicable pour le module d'élasticité,

$$\sigma_C = \sigma_t \left(\frac{4}{\pi} \right) \left(\frac{\sigma_l}{\sigma_t} \right)^{1/2} \quad (\text{II.34})$$

De même, les indices représentent 1 et l la traction forces parallèle et perpendiculaire à la fibre direction, respectivement, Dans cet étude, la même équation comme au dessus de sont utilisé.

Lie (1968) dérivé la Suivant équation par en supposant Trois échec mécanismes selon au maximum stress critère pour au hasard orienté fibres courtes matériaux composites:

$$\sigma_c = \left(\frac{2\tau}{\pi}\right)\left\{1 + \frac{\sigma_t}{\sigma_m} + \ln(\sigma_t \sigma_m / \tau^2)\right\} \quad (\text{II.35})$$

Où τ est la dans le plan, tondre force. Chen (1971) utilisé la même approche basé sur Von Mises-Hencky Matériel échec Critères avec perturbation effet près la fibre en utilisant fini élément méthode

$$\sigma_c = \left(\frac{2\tau}{\pi}\right)\left\{2 + \ln(\emptyset \sigma_r \sigma_m / \tau^2)\right\} \quad (\text{II.36})$$

Où \emptyset est une efficacité de la force t: acteur qui est caractéristique de chaque type de système discontinu et σ_r est la force de l'équivalent unidirectionnel composite renforcé de fibres.

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 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.

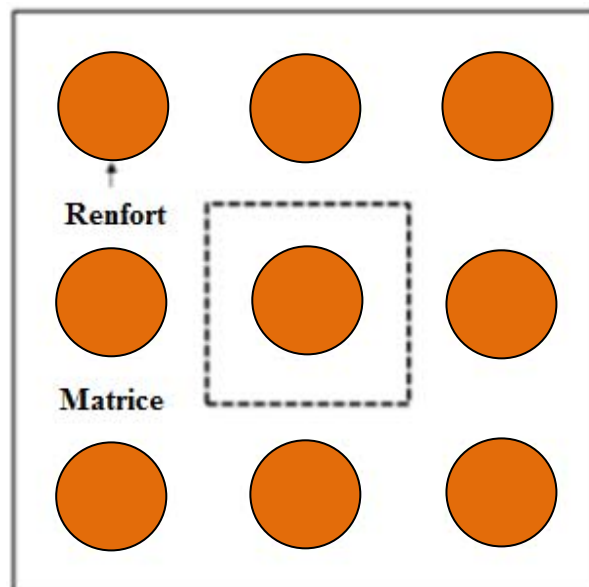


Figure III.1. Concept simplifié de matériau composite et élément de volume représentatif (RVE).

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.

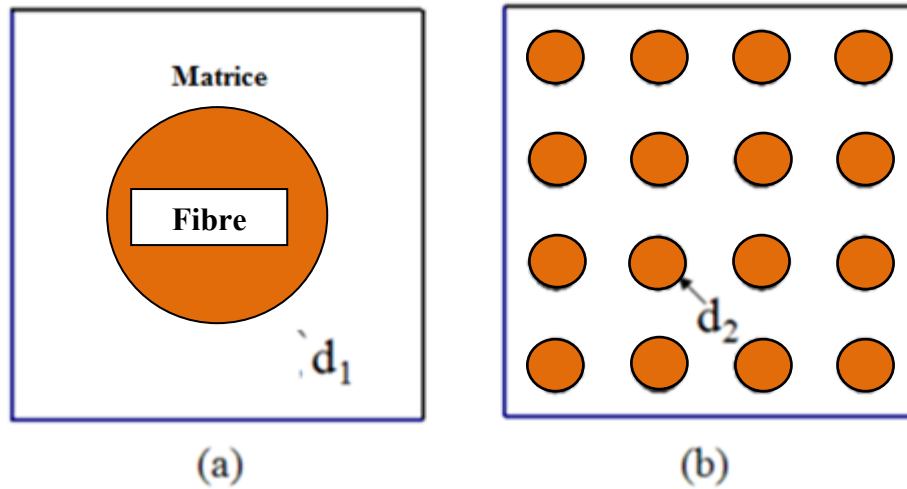


Figure III.2. Illustration de l'utilisation de nanofibres, où $d_1 / d_2 = 4$, pour augmenter la surface des fibres avec une fraction volumique constante.

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,

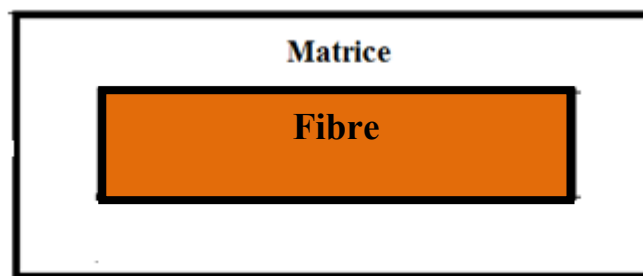


Figure III.3. composite classique constitué d'une seule fibre de diamètre d_1

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

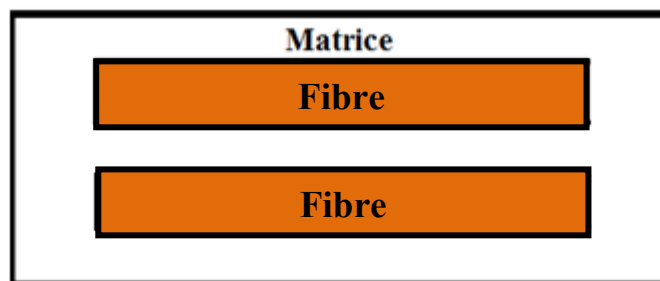


Figure III.4. composite avec un diamètre de fibre réduit d_2

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 [24].

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 [24]. 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, 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 [25]. Pour simplifier, on suppose que toutes les fibres ont le même diamètre d [26].

Du fait de l'axisymétrie, l'échantillon peut être considéré comme un corps élastique 2D. Les paramètres suivants sont utilisés dans tous les calculs [27] :

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 $F = 5.65e-8$ N / μm^2 aux deux faces d'extrémités de la matrice, soit $x = 0$ et $x = l_m$ [28].

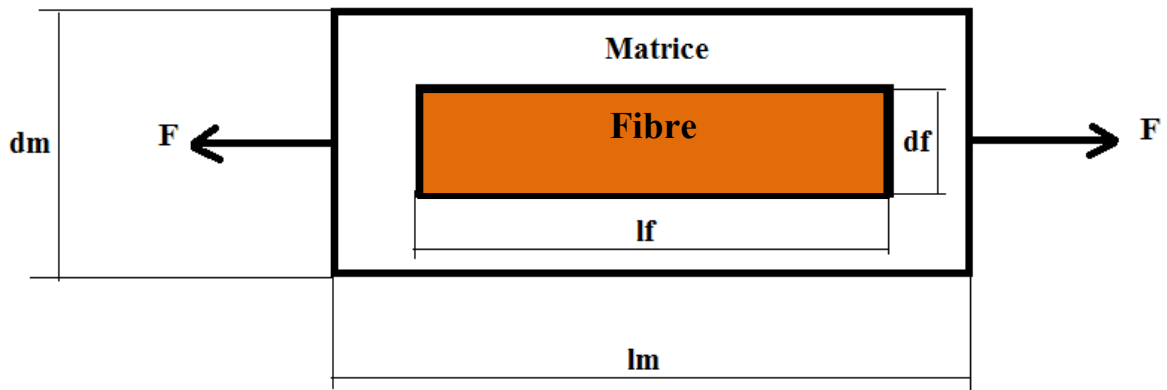


Figure III.5 Condition aux limites pour le model a fibre unique

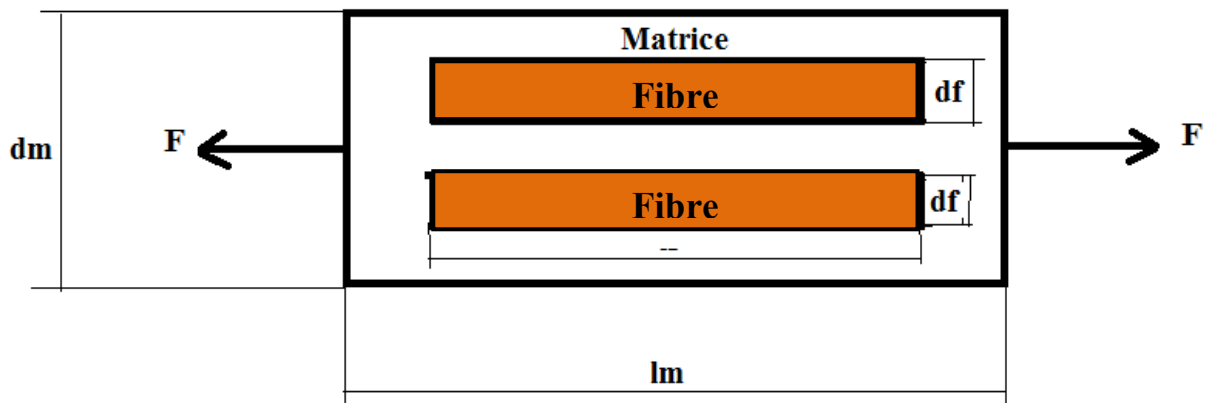


Figure III.6 Condition aux limites pour le model a multifibre

III.5 Résultats et discussion

III.5.1 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

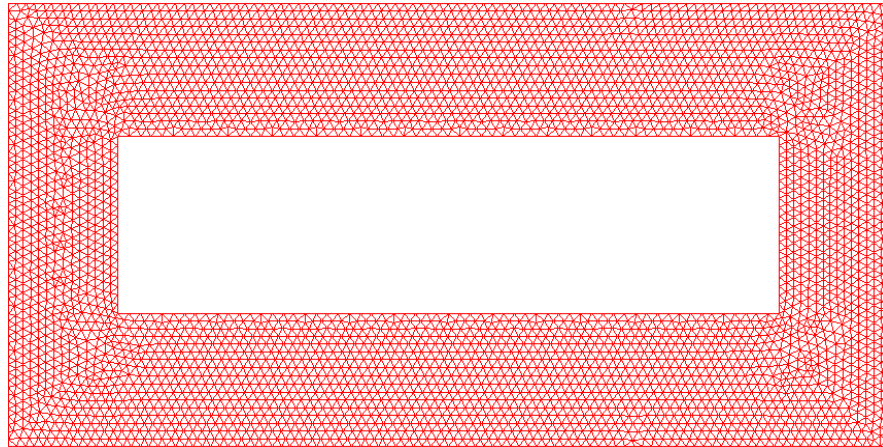


Figure III.7 Maillage de la matrice

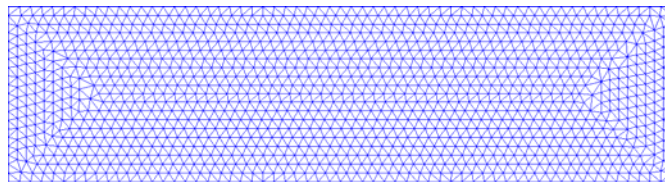


Figure III.8 Maillage de la fibre

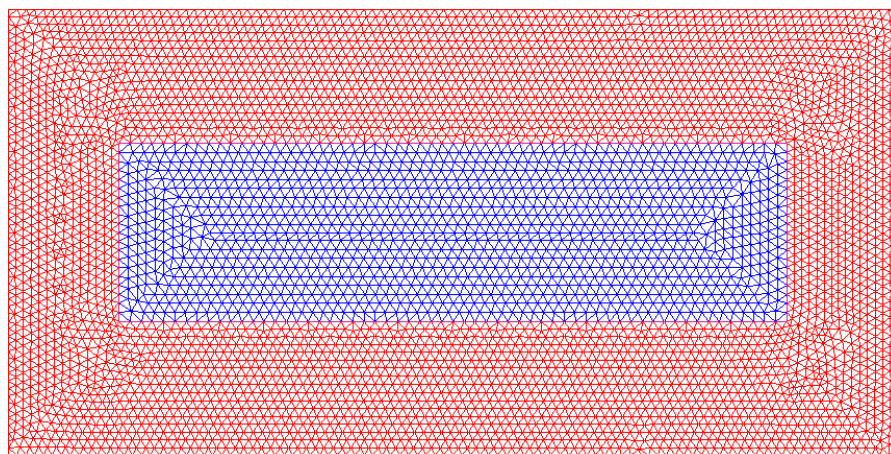


Figure III.9 Maillage du composite (une seule fibre)

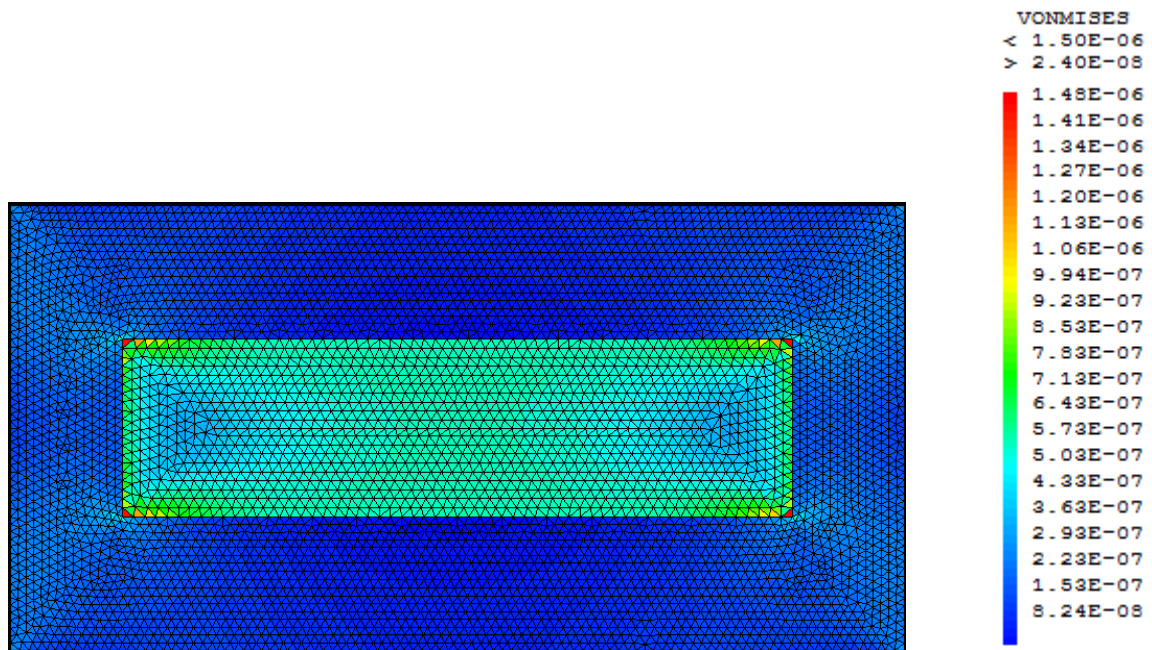


Figure III.10 Distribution des contraintes Von Mises (une seule fibre)

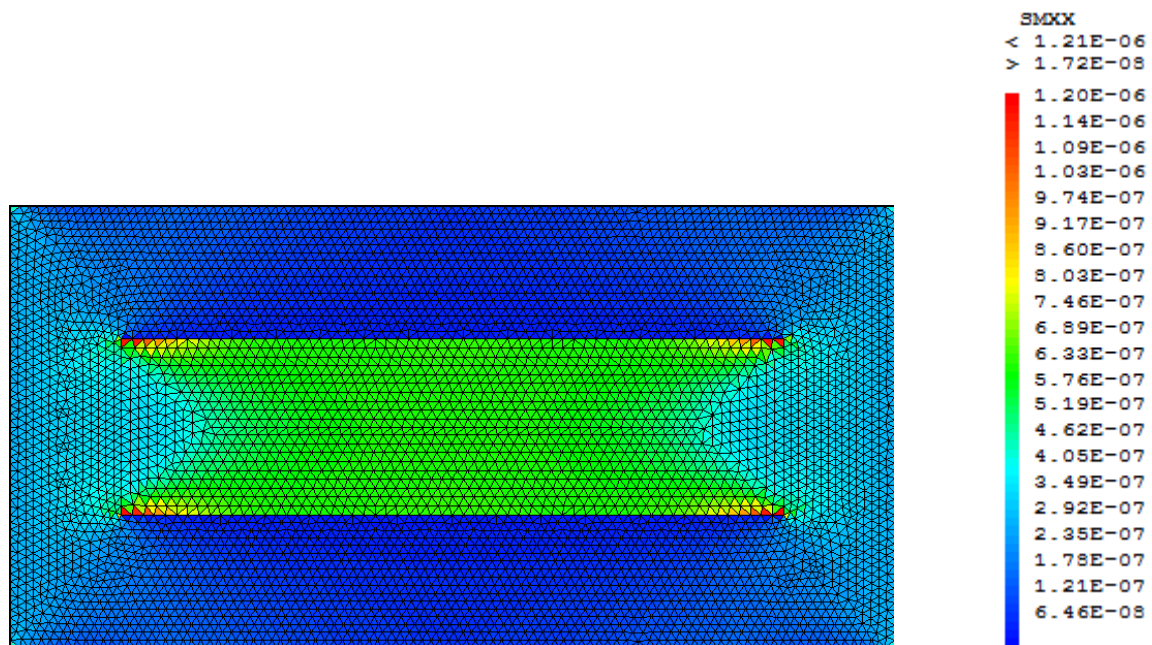


Figure III.11 Distribution des contraintes longitudinale xx (une seule fibre)

Remarque 1

La Figure III.11 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.

III.5.2 Renforcement par deux fibres

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

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

$$d_f = \frac{V_f l_m d_m}{N_f l_f} \quad (\text{III.2})$$

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

Où N_f est le nombre de fibres.

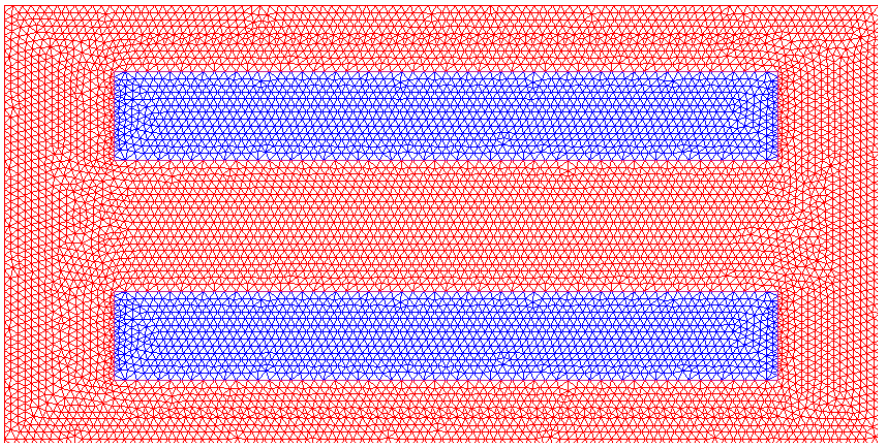


Figure III.12 Maillage du composite à deux fibres

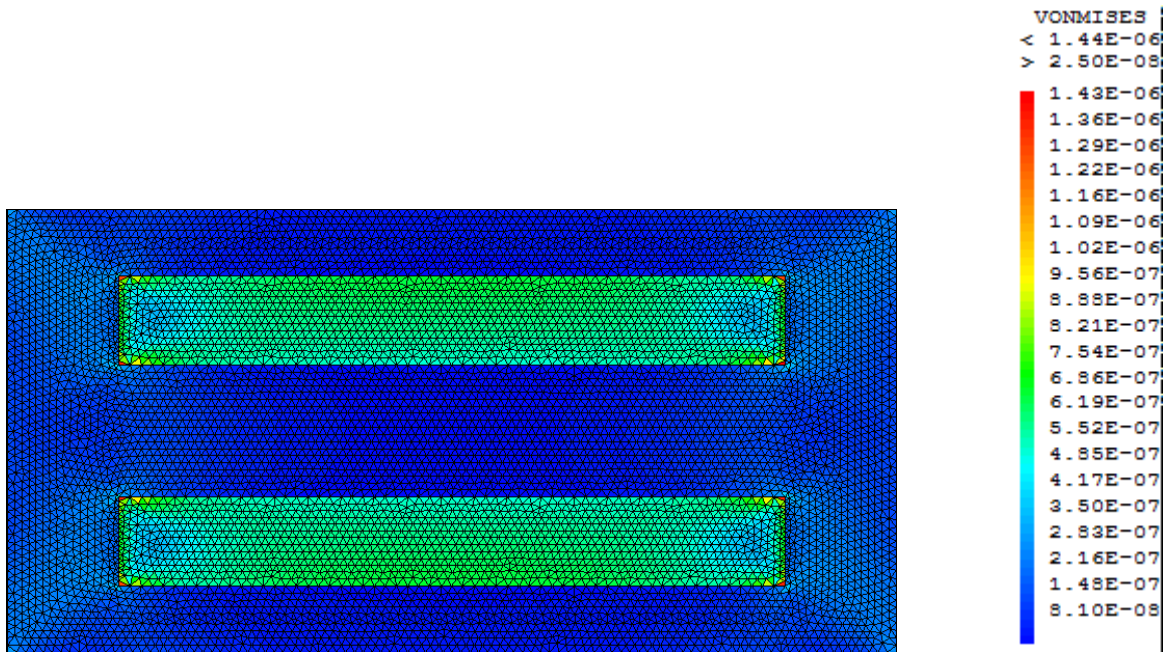


Figure III.13 Distribution des contraintes Von Mises (deux fibres)

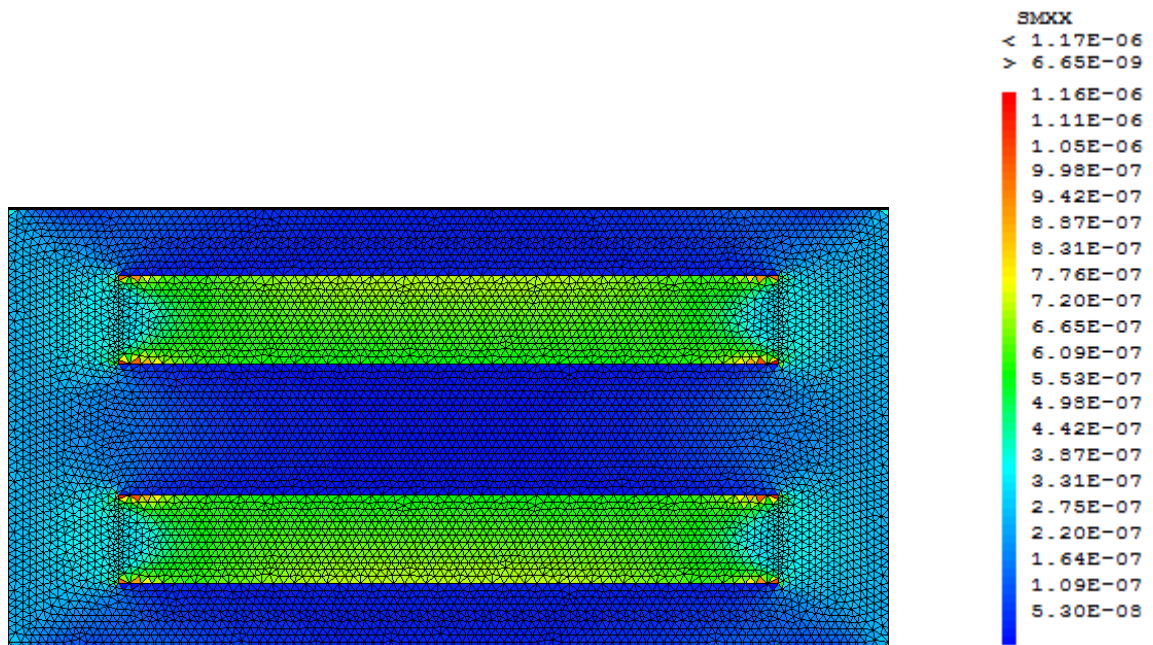


Figure III.14 Distribution des contraintes longitudinale xx (deux fibres)

III.5.3 Renforcement par trois fibres

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

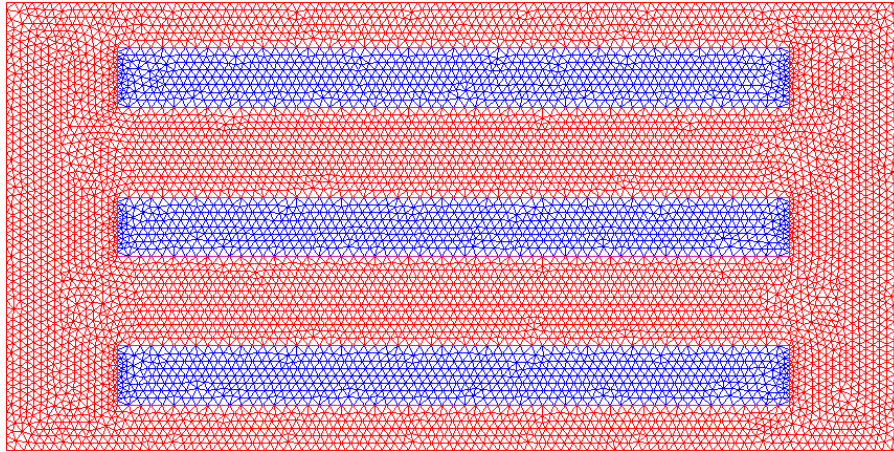


Figure III.15 Maillage du composite a trois fibres

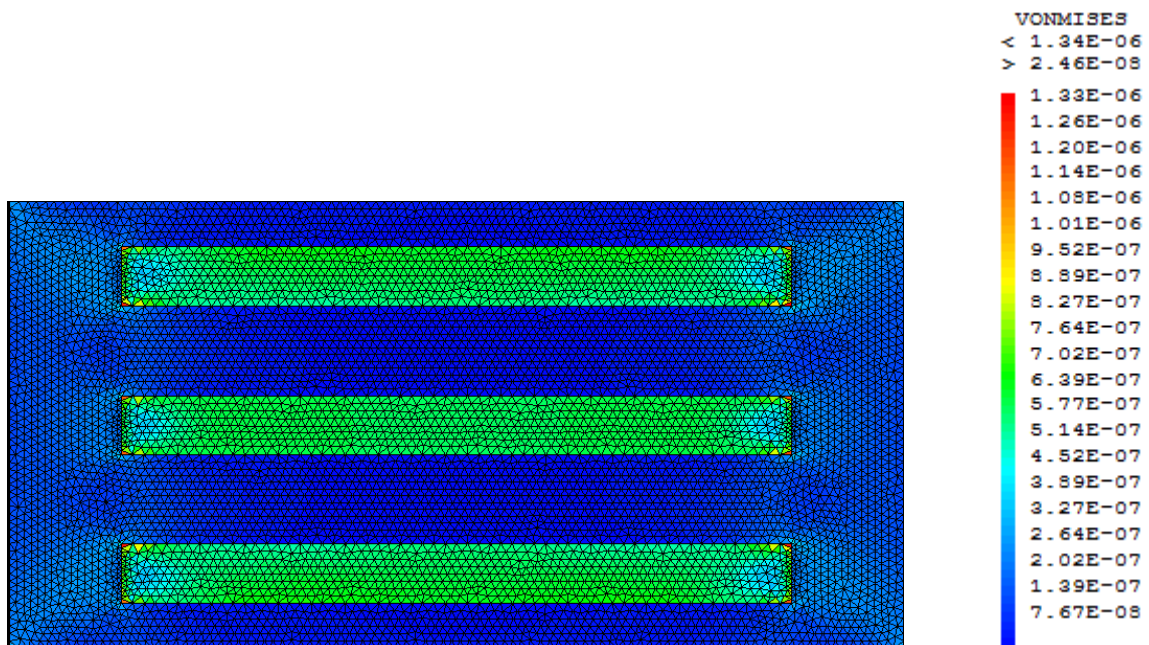


Figure III.16 Distribution des contraintes Von Mises (trois fibres)

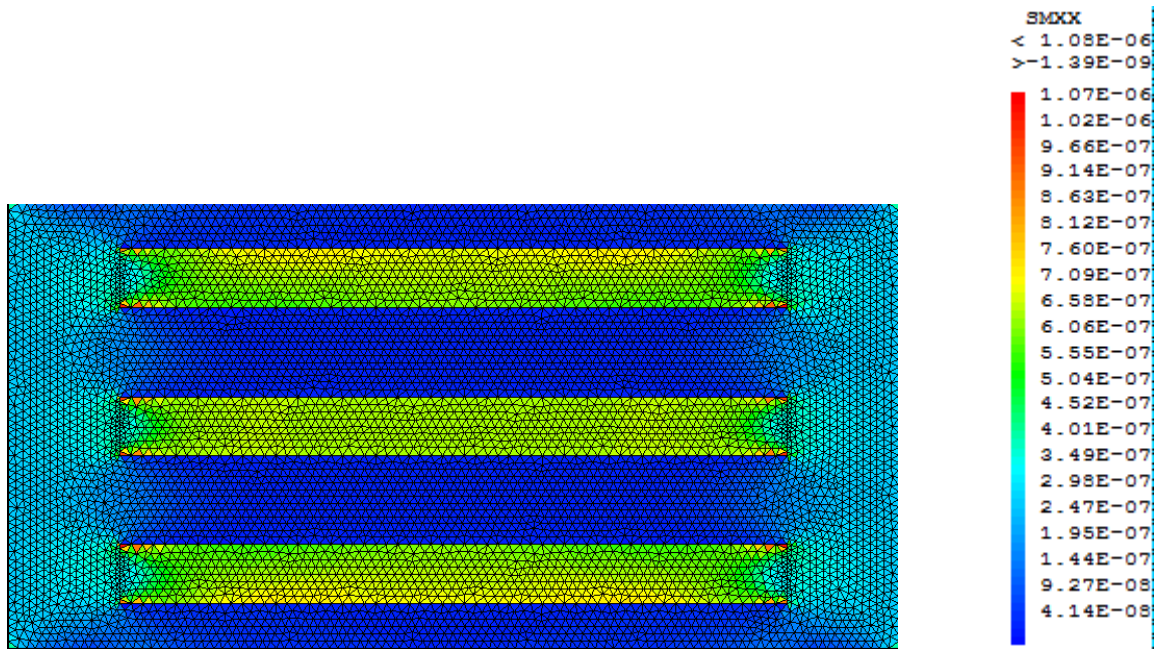


Figure III.17 Distribution des contraintes longitudinale xx (trois fibres)

III.5.4 Renforcement par quatre fibres

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

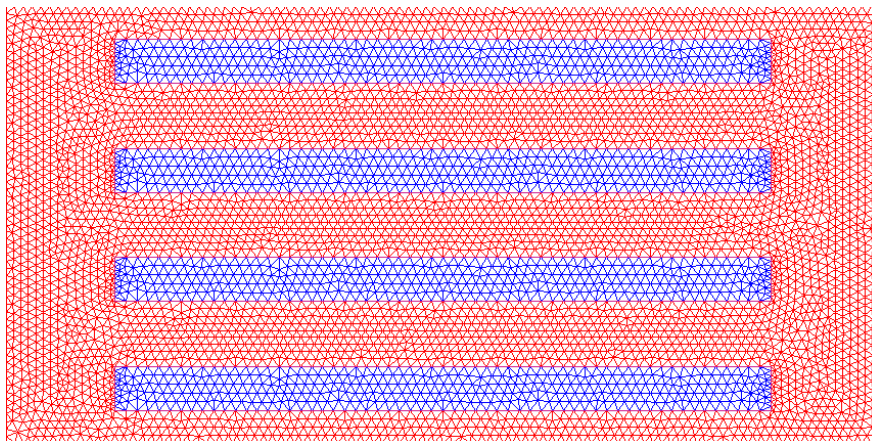


Figure III.18 Maillage du composite a quatre fibres

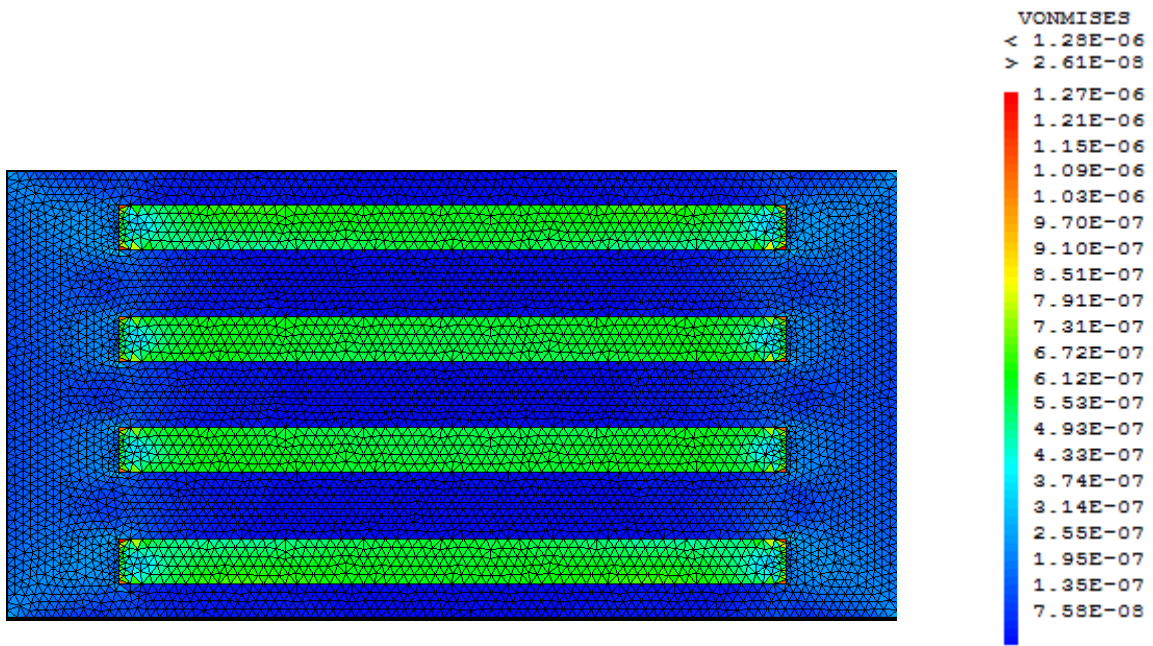


Figure III.19 Distribution des contraintes Von Mises (quatre fibres)

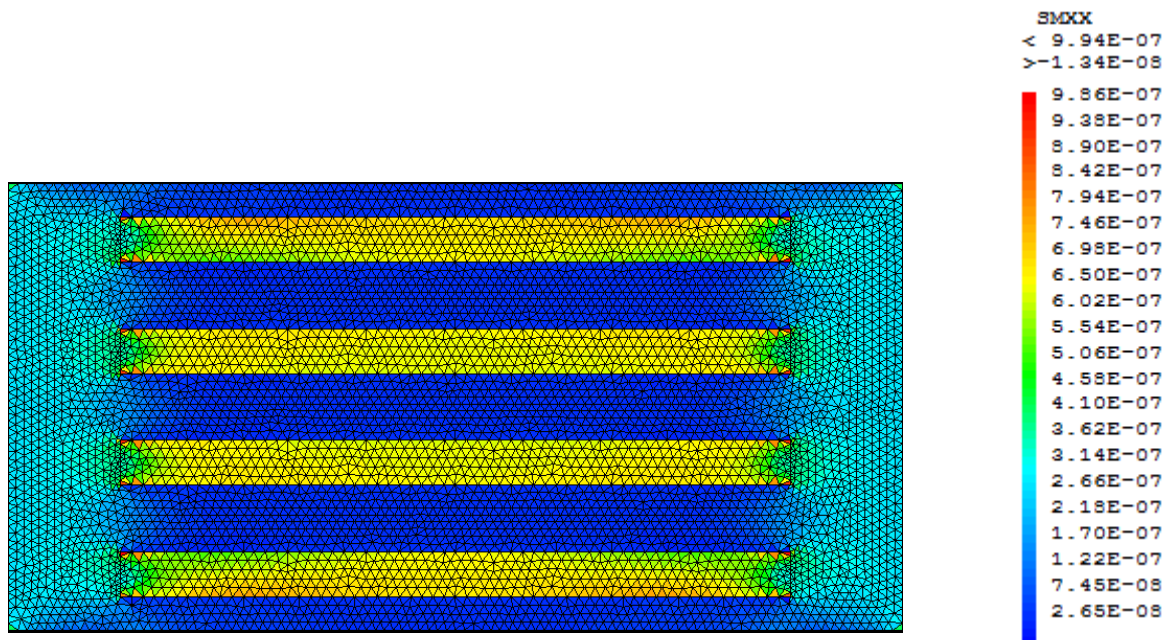


Figure III.20 Distribution des contraintes longitudinale xx (quatre fibres)

Remarque 2

Les Figure III.13, Figure III.16 et Figure III.19 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.

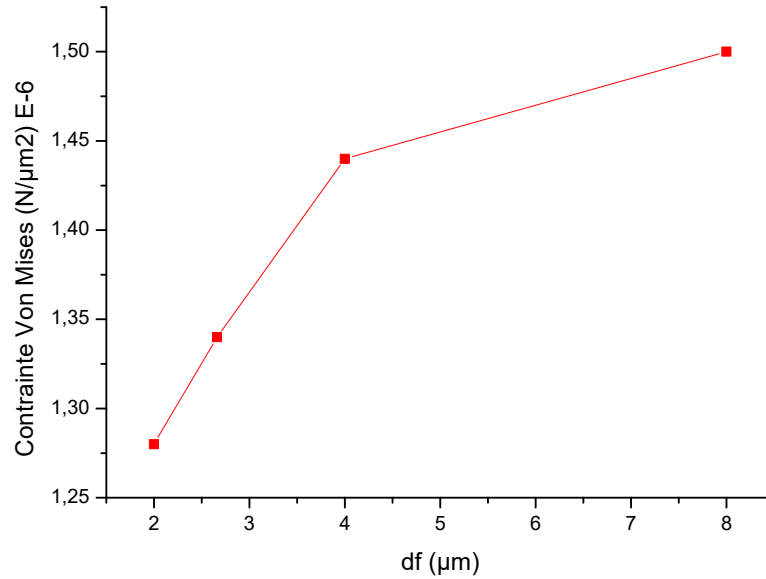


Figure III.21 Evolution des contraintes Von Mises suivant le diamètre de la fibre

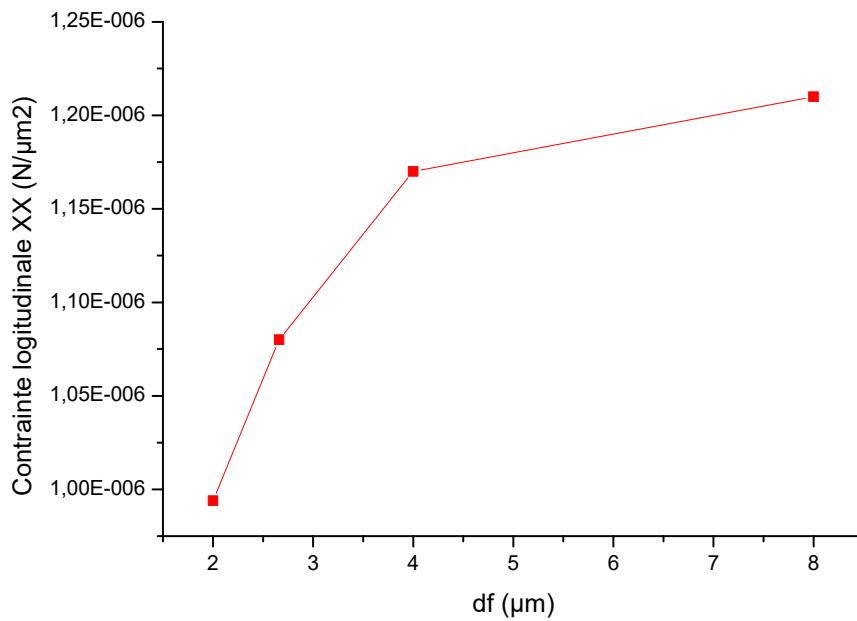


Figure III.22 Evolution des contraintes longitudinale suivant le diamètre de la fibre

Remarque 3

On remarque que la valeur de ces contraintes diminue avec la diminution du diamètre des fibres (Figure III.21 et Figure III.22).

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 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. 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] Michel Dupeux, « Aide – Mémoire science des Matériaux».
- [4] Jean-Marie Berthelot, « Matériaux composites, comportement mécanique et analyse des Structures», 2005/ISBN : 2-7430-0771-0.
- [5] ASM Metals Hand book Volume 21 Composites.
- [6] Matthieu AMBID, « Evaluation de nanocomposites polypropylène/silicate pour l'isolation électrique », 2007.
- [7] Hurang Hu, « Characterizing and Modeling Mechanical Properties of Nanocomposites – Review and Evaluation», Vol. 9, No.4, pp.275-319, 2010
- [8] SYS-857 Matériaux composites - Anh Dung NGÔ.
- [9] Daniel Gay, « Matériaux Composites 5eme édition révisée», 2005.
- [10] 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.
- [11] Laurent Gornet, « Généralités sur les matériaux composites», CEL 0047-0296. 2008.
- [12] « Glossaire des matériaux composites » – carma – Actualisation, 2006.
- [13] Ezhil Vannan, Paul Vizhian, ” Prediction of the Elastic Properties of Short Basalt Fiber Reinforced Al Alloy Metal Matrix Composites”, Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, , 2, 61-69. 2014.
- [14] 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.
- [15] 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.

- [16] Hong Gun Kim Lee Ku Kwac. “Evaluation of elastic modulus for unidirectionally aligned short fiber composites”. (2009).
- [17] 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.
- [18] 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.
- [19] 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.
- [20] 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
- [21] Halpin, J.C. and S.W. Tsai. “Effects of Environmental Factors on Composite Materials”. *AFMLTR* 67-423, 1969.
- [22] Riza wirawan, “Mechanical Properties of Natural Fibre Reinforced PVC Composites”. 38(4):531-535 · August 2009.
- [23] Fukuda et Chou, “A probabilistic theory of the strength of short-fibre composites with variable fibre length and orientation”, *Volume 17, Issue 4*, pp 1003–101, April 1982.
- [24] Ioannis Ioannou, “A Study on the Numerical Characterisation of Short Fibre Reinforced Composites”, thèse de docteur de Université de Sheffiled, Septembre 2014.
- [25] 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.
- [26] 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.
- [27] O’Gara J.F., *and al.* “*Predicting the tensile strength of short glass fiber reinforced injection molded plastics*”, Delphi Research Labs. 2010.

[28] 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.