

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



Université Batna 2 – Mostefa Ben Boulaïd
Faculté de Technologie
Département de Mécanique



Thèse

Présentée pour l'obtention du diplôme de :
Doctorat en Sciences en Mécanique
Option : Science des matériaux

Sous le Thème :

Etude du Comportement Mécanique Des
Composites à matrice thermoplastique et modélisation
par éléments finis

Présentée par :

MANSOURI Khelifa

Devant le jury composé de :

M. Toufik OUTTAS	Prof.	Université de Batna	Président
M. Hamid DJEBAILI	Prof.	Université de Khenchela	Rapporteur
M. Mourad BRIOUA	Prof.	Université de Batna	Co-Rapporteur
M. Hamma ZEDIRA	Prof.	Université de Khenchela	Examineur
M. Belhi GUERIRA	MCA.	Université de Biskra	Examineur
M. Wahid KADDOURI	MCA.	Université de Batna	Examineur

Juillet 2021

Remerciement

Je remercie Dieu tout puissant de m'avoir donné courage et patience pour accomplir ce travail.

Je tiens tout d'abord à exprimer ma gratitude et ma reconnaissance à mon directeur de thèse, le Professeur **Hamid DJEBAILI** et mon co-directeur le Professeur **Mourad BRIOUA** pour m'avoir guidé et accompagné tout au long de cette étude.

Je tiens à remercier le **Pr. Toufik OUTTAS** pour avoir accepté de présider le jury. Mes remerciements vont également à tous les membres du jury pour avoir accepté d'évaluer ce travail ; **Pr. Hamma ZEDIRA, Dr. Belhi GUERIRA** et **Dr. Wahid KADDOURI**.

Mes remerciements s'adressent aussi à Monsieur le **Pr. Hakim MADANI** président du comité scientifique du département Génie mécanique et le **Dr. Mohamed MASMOUDI** adjoint chef de département de Génie Mécanique chargé de la poste-graduation à l'Université Batna 2.

Je tiens à remercier le Docteur **Samir BREK**, collègue et enseignant au niveau de l'université Abbas LAGHROUR Khenchela, pour son aide et ses remarques pertinentes.

Finalement je tiens à remercier chaleureusement tous qui ont participé de près ou de loin pour accomplir ce travail.

*À ma mère,
à ma femme et mes enfants,
à ma famille,
à tous ceux qui m'ont soutenu et cru en moi, je leur dédie ce travail.*

Listes des figures

Chapitre I : Bibliographie

Figure I.1 Classification schématique des différents types de composites.....	6
Figure I.2 Différents types de particules.....	9
Figure. I.3 Exemple de composite renforcé par des particules sphériques.....	9
Figure I.4 Influence de la température (°C) sur le comportement mécanique d'un polyamide sec.....	11
Figure I.5 Effet de la température sur les courbes contrainte-déformation d'un polyamide 66 chargé en fibres de verre courtes (a).....	12
Figure I.6 Influence de la vitesse d'essai (mm/min) sur le comportement mécanique d'un polyamide 66 sec.....	12
Figure I.7 Schéma général de la mise en œuvre des polymères thermoplastiques.....	13
Figure. I.8 Application industrielle des thermoplastiques chargés de fibres.....	14
Figure. I.9 Cycle d'injection : les différentes phases.....	14
Figure I.10 Schématisation d'une extrudeuse double vis.....	15
Figure I. 11 Grossissement de l'image d'un composite a particule	16
Figure I.12 Echantillon de plaque montrant la répartition des fibres en surface.....	17
Figure I.13 Répartition des fibres sur les faces d'une plaque.....	18
Figure I.14 Ecoulement suivant l'effet fontaine, d'après REDJEB.....	19
Figure I.15 Orientation des fibres suivant le type d'écoulement d'après REDJEB.....	19
Figure I.16 Principe de l'extrusion angulaire	20
Figure I.17 Modèle de l'endommagement d'un PA 66 chargé en fibres de verre courtes....	24
Figure I.18 Observation au MEB de la microfissuration généralisée de la matrice d'une éprouvette de PA66-GF30 conditionnée à 50% d'humidité relative. L'image est prise juste avant la rupture, dans une zone éloignée de la fissure principale.....	25

Figure I.19 Conformations successives prises par des fibres, soumises à un champ de vitesse de couette (la flexibilité des fibres augmente de A à D).....	26
Figure I.20 Mécanisme de la casse par flambement de fibres rigides dans un écoulement de cisaillement.....	27
Figure I.21 particules de verre décollés entourées par le vide créé en raison de la déformation du composite PP / verre	27
Figure I.22. Micrographie fractographique illustrant le mécanisme de décollement. La micrographie provient d'une surface de fracture transversale à la direction de chargement. L'échantillon a été tendu jusqu'à 15% et ensuite cassé à la température de l'azote liquide.....	28
Figure I.23 Décohésion à l'interface et croissance (la direction de traction est verticale)...	29
Figure I.24. Surfaces de fracture pour les composites à des particules de verre.....	29
Figure I.25 Rupture des particules	30

Chapitre II : Modèles théoriques des composites à renforts discontinus

Figure II.1 Quelques types de composites à fibres courtes.....	33
Figure II.2 Composites à fibres courtes d'orientation aléatoire en 3D et 2D.....	33
Figure II.3. Schéma de principe d'un composite renforcé de fibres courtes avec une contrainte en traction σ_c	34
Figure II.4 Domaine composite montrant des fibres courtes renforcées dans une matrice	35
Figure II.5 Déformation d'un composite renforcé par fibre courte.....	35
Figure II .6 Distributions des contraintes.....	36
Figure II.7 Fibre courte et matrice sous traction.....	37
Figure II.8. Montre comment la contrainte varie sur la longueur d'une fibre (l_f) lorsque la fibre est plus courte que la longueur critique (l_c) et plus longue que la longueur critique.....	39
Figure II.9 Transfert de charge dans le cas d'une fibre plus longue que la longueur critique	40
Figure II.10 Distance entre les extrémités des fibres.....	41
Figure II.11. Arrangement des fibres.....	42

Figure II.12 Interprétation géométrique des limites théoriques de Voigt et Reuss.....	46
Figure II.13 Distance entre particules, (a) hexagonale et (b) carré.....	54
Figure II.14 Définition de included angle.....	55
Figure II.15 Distance et l'angle entre deux particules.....	56

Chapitre III : Modélisation d'un composite renforcé par des fibres courtes

Figure III.1 Modèle par éléments finis pour un composite renforcé par des fibres courtes..	69
Figure III.2 Contrainte Von Mises à 30% de fraction volumique dans un modèle multi fiber (Arrangement Hexagonal).....	72
Figure III.3. Evolution de la distance R entre les fibres en fonction de la fraction volumique	72
Figure III.4. Evolution des contraintes Von Mises en fonction de la fraction volumique.....	73
Figure III.5. Evolution des contraintes Von Mises en fonction de la distance R (Arrangement Hexagonale).....	73
Figure III.6 Evolution des contraintes Von Mises en fonction de la distance R (Arrangement carré).....	74
Figure III.7 Distribution des contraintes entre deux fibres qui se rapproche l'une de l'autre	75
Figure III.8 Principe de réduction du diamètre d_f	76
Figure III.9 Maillage avec des éléments quadratiques	77
Figure III.10. Contraintes Von Mises ($N/\mu m^2$).....	78
Figure III.11 Contraintes longitudinales ($N/\mu m^2$).....	78
Figure III.12. Contraintes Von Mises ($N/\mu m^2$).....	79
Figure III.13 Contraintes longitudinales ($N/\mu m^2$).....	79
Figure III.14 Contraintes Von Mises ($N/\mu m^2$).....	80
Figure III.15 Contraintes longitudinales ($N/\mu m^2$).....	80
Figure III.16 Comparaison du module élastique calculé par éléments finis avec les modèles analytiques avec $V_f = 30\%$	81

Figure III.17 Evolution de la surface de contact en fonction du diamètre des fibres.....	82
Figure III.18 Evolution des contraintes Von Mises et longitudinale en fonction du diamètre de la fibre	83
Figure III.19 Modèle d'éléments finis endommagé	84
Figure III.20 Contrainte Von Mises ($N/\mu m^2$) (Modèle endommagé)	85
Figure III.21 Contrainte Von Mises ($N/\mu m^2$) (Modèle endommagé)	85
Figure III.22 Zoom Contrainte Von Mises ($N/\mu m^2$) (Modèle endommagé).....	86
Figure III.23 Contrainte Von Mises ($N/\mu m^2$) (Modèle endommagé)	86
Figure III.24 Zoom Contrainte Von Mises ($N/\mu m^2$) (Modèle endommagé)	87
Figure III.25 Evolution des contraintes Von Mises et fonction du diamètre de la fibre (Modèle endommagé)	87
Figure III.26 Evolution des contraintes Von Mises en fonction de la surface de contact...	88
Figure III.27 Evolution des contraintes Von Mises en fonction du facteur de la forme ($s=l_f/d_f=25.68, 38.42$ et $51.26\mu m$)	88
Figure III.28 Evolution des contraintes longitudinales en fonction du facteur de forme ($s=l_f/d_f=25.68, 38.42$ et $51.26\mu m$)	89

Chapitre IV : Modélisation d'un composite renforcé par particules

Figure IV.1 Modèle par éléments finis pour un composite renforcé par des particules.....	92
Figure IV.2 Principe de la réduction du diamètre des particules	93
Figure IV.3 Maillages des modèles.....	94
Figure IV.4 Evolution de la distance R entre les particules en fonction de la fraction volumique.....	95
Figure IV.5 Distribution des contraintes Von Mises pour une particule ($N/\mu m^2$) $V_f=20\%$ (Arrangement carré).....	96
Figure IV.6 Distribution des contraintes longitudinales pour une particule ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$ (Arrangement carré).	96
Figure IV.7 Distribution des contraintes Von Mises pour quatre particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$ (Arrangement carré).....	97
Figure IV.8 Distribution des contraintes longitudinales pour quatre particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$ (Arrangement carré).....	97

Figure IV.9 Distribution des contraintes Von Mises pour neuf particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$ (Arrangement carré).....	98
Figure IV.10 Distribution des contraintes longitudinales pour neuf particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$ (Arrangement carré).....	98
Figure IV.11 Distribution des contraintes Von Mises pour seize particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$ (Arrangement carré).....	99
Figure IV.12 Distribution des contraintes longitudinales pour seize particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$ (Arrangement carré).....	99
Figure IV.13 Evolution des contraintes Von Mises et longitudinales en fonction du diamètre des particules.....	100
Figure IV.14 Arrangement des particules (a): Carré, (b): Aléatoire, (c): Hexagonale	101
Figure IV.15 Distribution des contraintes Von Mises ($N/\mu m^2$) (arrangement hexagonale) ($V_f=20\%$).....	101
Figure IV.16 Contraintes Von Mises ($N/\mu m^2$) (arrangement aléatoire) ($V_f=20\%$).....	102
Figure IV.17 Distribution des contraintes Von Mises en fonction de la fraction volumique..	102
Figure IV.18 Distribution des contraintes longitudinales en fonction de la fraction volumique	103
Figure IV.19 Evolution du module de Young en fonction de la fraction volumique	104
Figure IV.20 Modèles d'éléments finis endommagés	105
Figure IV.21 Distribution des contraintes Von Mises pour une particule ($N/\mu m^2$) $V_f=20\%$	105
Figure IV.22 Déformation du composite a une particule seule pour $V_f=20\%$	106
Figure IV.23 Distribution des contraintes longitudinales pour une seule particule ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$	106
Figure IV.24 Distribution des contraintes Von Mises pour quatre particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$).....	107
Figure IV.25 Déformation du composite a quatre particule pour $V_f=20\%$	107
Figure IV.26 Distribution des contraintes longitudinales pour quatre particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$	108

Figure IV.27 Distribution des contraintes Von Mises pour neuf particules ($N/\mu\text{m}^2$) pour $V_f=20\%$	108
Figure IV.28 Déformation du composite a neuf particules pour $V_f=20\%$	109
Figure IV.29 Distribution des contraintes longitudinales pour neuf particules ($N/\mu\text{m}^2$) pour $V_f=20\%$	109
Figure IV.30 Distribution des contraintes Von Mises pour seize particules ($N/\mu\text{m}^2$) $V_f=20\%$	110
Figure IV.31 Déformation du composite a seize particules pour $V_f=20\%$	110
Figure IV.32 Distribution des contraintes longitudinales pour seize particules ($N/\mu\text{m}^2$) pour $V_p=20\%$	111
Figure IV.33 Evolution des contraintes Von Mises et longitudinale en fonction du diamètre des particules	111
Figure IV.34 Evolution des contraintes Von Mises et fonction du diamètre des particules.....	112

Liste des tableaux

Chapitre I : Bibliographie

Tableau I.1 Caractéristiques des thermoplastiques	7
---	---

Chapitre III : Modélisation d'un composite renforcé par des fibres courtes

Tableau III.1 Caractéristiques mécaniques des verres types E, A, R, S et D mesurées sur filament vierge.....	68
Tableau III.2 Propriétés du PA66	69
Tableau III.3 Statistiques de diamètre de fibre pour chaque matériau.....	70
Tableau III.4 Résistance de la matrice, résistance au cisaillement et longueur critique de la fibre.....	70
Tableau III.5 module élastique calculé par éléments finis en fonction du diamètre des fibres.....	81

Chapitre IV : Modélisation d'un composite renforcé par particules

Tableau IV.1 Dimension du composite pour les différents diamètres.....	96
--	----

Nomenclature

- l_f : longueur de la fibre
 l_m : longueur de la matrice
 l_{min} : longueur minimale
 l_c : longueur de fibre critique
 l_i : longueur ineffective
 dx : longueur infinitésimale
 d_f : Diamètre de la fibre
 d_m : Diamètre de la matrice
 r_f : rayon de la fibre
 r_m : rayon de la matrice
 V_f : fraction volumique
 V_m : fraction massique
 $2R$: l'espacement moyen centre-centre des fibres perpendiculairement à leur longueur
 $2\delta_f$ Distance entre les extrémités de deux fibres
- $S = \frac{l_f}{d_f}$ Rapport de forme des fibres (diamètre/longueur)
- s : Distance entre particule
 ρ_f : Densité des fibres
 ρ_m : Densité de la matrice
 σ_{fu} : Résistance ultime à la traction de la fibre
 σ_f : Contrainte dans la fibre
 σ_m : Contrainte dans la matrice
 σ_c : La résistance à la traction du composite
- τ_m : Contrainte de cisaillement dans la matrice
 τ_{mu} : Contrainte en cisaillement à la rupture dans la matrice
 τ_d : Contrainte de cisaillement a l'interface (ou décohésion)
 ϵ_f : Déformation de la fibre
 ϵ_m : Déformation de la matrice
 ϵ_c : Déformation du composite
 E_f : Module de Young de la fibre
 E_m : Module de Young de la matrice
 E_c : Module de Young du composite
 N_f : Nombre de fibres dans le composite
 φ : Fonction de type d'arrangement des renforts

Liste des abréviations

TP : Thermoplastiques
PE : Polyéthylène
PVC : Polychlorure de vinyle
PP : Le polypropylène
PET : Polyesters saturés thermoplastiques
PA : Polyamides
PC : Polycarbonates
PEEK : Polyéthers éther cétone
PS : Polysulfures
T_g : température de transition,
T_f : température de fusion
ECAE: Equal channel angular extrusion
RSA : Random Sequential Absorption

Sommaire

Liste des figures.....	i
Liste des tableaux.....	vii
Nomenclature.....	viii
Liste des abréviations.....	ix

Introduction générale.....	1
----------------------------	---

Chapitre I : Bibliographie

I.1 Introduction.....	5
I.2 Les composites	5
I.2.1 Les matrices	6
I.2.1.1 Les avantages de thermoplastique comme matrice dans les composites.....	8
I.2.1.2 Inconvénients des thermoplastiques comme matrice dans les composites	8
I.2.2 Les renforts	8
I.2.3. Interface matrice – renfort dans un matériau composite	10
I.2.4. Influence des caractéristiques des constituants sur les propriétés du composite.....	10
I.3. La mise en œuvre des composites thermoplastiques	13
I.3.1. L’injection	13
I.3.2. L’extrusion	15
I.3.3 La pultrusion	15
I.4. Morphologie par microscope électronique à balayage (MEB)	16
I.4.1 Dans le cas des particules.....	17
I.4.2 Dans le cas des fibres courtes.....	17
I.4.1.2 Influence de l’écoulement sur l’orientation des fibres	19
I.4.2.2 Contrôle de l’orientation des fibres	20
I.5. Rupture des composite à renforts discontinus.....	21
I.5.1 Défauts présents dans les composites.....	22

I.5.2 Endommagement des composites à fibres courtes.....	24
I.5.2.1 Endommagement et fissuration de la matrice.....	25
I.5.2.2 Rupture de l'interface fibre/Matrice.....	26
I.5.2.3 Rupture des fibres.....	26
I.5.3 Endommagement des composites à particules.....	27
I.5.3.1 Endommagement et fissuration de la matrice.....	28
I.5.3.2 Rupture de l'interface particule/Matrice.....	28
I.5.3.3 Rupture des particules.....	30
I.6 Conclusion	30

Chapitre II : Modèles théoriques des composites à renforts discontinus

II.1 Introduction.....	33
II.2 Cas des Fibres courtes.....	33
II.2.1 Mécanisme de transfert de charge.....	35
II.2.2 Modèle de cisaillement (Shear – lag).....	36
II.2.3 Longueur critique.....	39
II.2.4 Les contraintes dans la fibre	39
II.2.5 Arrangement des fibres.....	41
II.2.5.1 Distance entre les extrémités des fibres courtes.....	41
II.2.5.2 Arrangement hexagonale.....	42
II.2.5.3 Arrangement carré.....	43
II.2.6 Approche de prédiction du module élastique.....	44
II.2.6.1 Approche expérimentale.....	44
II.2.6.2 Approche numérique de calcul.....	42
II.2.6.3 Modèles pour le module élastique des composites à fibres courtes.....	46
II.2.7 Modèles pour la résistance des composites à fibres courtes.....	51
II.3 Cas des particules.....	54
II.3.1 Théories du module élastique.....	57
II.3.2 Modèles pour la résistance des composites à particules.....	62
II.4 Conclusion.....	65

Chapitre III : Modélisation d'un composite renforcé par des fibres courtes

III.1 Introduction.....	67
-------------------------	----

III.2 Matériau étudié.....	67
III.2.1 Les fibres de verre.....	67
III.2.2 La matrice polyamide.....	68
III.3 Modélisation par élément finis.....	69
III.3.1 Propriété du composite.....	70
III.3.2 Condition aux limites.....	71
III.4 Résultats et discussion.....	71
III.4.1 Répartition uniforme des fibres dans la matrice.....	71
III.4.2 Répartition non uniforme des fibres dans la matrice.....	75
III.4.3 Effet du diamètre sur le comportement du composite.....	76
III.4.4 Effet des fibres cassées sur le transfert de contrainte.....	85
III.5 Conclusion.....	91

Chapitre IV : Modélisation d'un composite renforcé par particules

IV.1 Introduction.....	92
IV.2 Modélisation par élément finis.....	92
IV.2.1 Propriété du composite.....	92
IV.2.2 Condition aux limites.....	92
IV.3 Résultats et discussion.....	93
IV.3.1 Effet du diamètre sur le comportement du composite.....	93
IV.3.2 Effet d'une particule cassée sur le transfert de contrainte.....	101
IV.3.3 Effet d'une particule cassée sur le transfert de contrainte	104
IV.4. Conclusion.....	113
Conclusion générale et perspectives.....	115
Références bibliographiques.....	119
Annexe	I

*Introduction
générale*

INTRODUCTION GENERALE

Depuis la découverte du polyéthylène en 1934, les thermoplastiques ont peu à peu conquis leur domaine d'utilisation, en remplaçant avantageusement des matériaux de structure plus conventionnels comme le bois, les métaux, etc. En effet, entre autres caractéristiques, les thermoplastiques présentent de nombreuses qualités : bonnes propriétés mécaniques, bonne résistance chimique sur une large gamme de température, notamment la légèreté, la facilité de fabrication [1]. Quoique leurs performances soient satisfaisantes la plupart du temps autour de l'ambiante, les propriétés des thermoplastiques purs chutent avec une hausse de la température d'utilisation. D'où l'idée d'étendre leur domaine d'emploi en conjuguant leurs avantages à ceux d'un renfort donnant ainsi naissance à des matériaux composites aux propriétés améliorées.

Les différents types de matériaux composites à matrice thermoplastique se définissent en fonction de la nature des renforts qui peuvent être de natures très différentes. Les géométries des renforts pourront varier suivant le type de propriétés mécaniques recherchées. L'ajout de renforts rigides dans les thermoplastiques est une pratique établie dans l'industrie des polymères, en introduisant une deuxième phase rigide, des améliorations substantielles de la rigidité, de la résistance, des performances de fluage, de la résistance à la rupture, peuvent être obtenues [2]. Les renforts sont des particules, des fibres courtes ou continues [3]. Les fibres sont souvent utilisées comme renfort, bien que cela entraîne souvent des propriétés anisotropes. Cela peut entraîner des problèmes et des variations dans les dimensions des composants. Les coûts élevés et les difficultés techniques liés à l'évolution de la fabrication de composites renforcés de fibres limitent parfois leur utilisation dans de nombreuses applications [4]. Les charges particulières sous forme de sphères peuvent parfois être un meilleur choix lorsque des tolérances étroites ou des propriétés isotropes sont requises [2].

Les fibres courtes sont ajoutées à ces polymères thermoplastiques pour améliorer leur module d'élasticité, le rapport résistance / poids, la résistance au fluage et la stabilité dimensionnelle. Cette augmentation de la capacité de charge est ce qui permet à ces composites d'être largement explorés dans l'industrie des composants automobiles et aérospatiaux [5].

Le plus grand avantage des composites à renforts discontinus (fibres courtes ou particules) par rapport aux composites renforcés en continu, est leur facilité de mise en œuvre. Les matériaux composites renforcés par des renforts discontinus peuvent généralement être mis en œuvre en utilisant les mêmes techniques que celles utilisées pour les thermoplastiques non renforcés. Ces composites diffèrent des composites renforcés en continu par la distribution de leurs renforts tout au long de la matrice. Par conséquent, la charge n'est pas directement appliquée à chaque élément de renfort, mais la matrice assure d'une part la liaison des phases fibreuses, et d'autre part, sous une force appliquée, elle se déforme et distribue la contrainte aux constituants de renforts de haut module. Les propriétés ultimes de ces composites dépendent des propriétés distinctes des constituants, de la forme et de la taille des fibres ou particules de renforcement individuelles, de leur disposition structurale et de leur distribution, de la quantité relative de chaque constituant et de l'interface entre le renforcement et la matrice [6]. Contrôler l'orientation des fibres dans les composites à fibres courtes renforcés avec une matrice thermoplastique affecte les performances mécaniques du matériau dans le sens des fibres [7].

Durant notre étude, nous allons supposer que les composites contiennent des fibres courtes de même longueur et de même diamètre, et sont toutes parallèles, alignées uniaxialement avec la contrainte appliquée dans la direction axiale des fibres.

La prédiction quantitative de la résistance est un problème complexe. A cause de la non uniformité de la distribution des contraintes le long de la longueur de fibre courte et à l'interface radiale dans ces composites, ce qui implique que la contrainte moyenne portée par les fibres au point de rupture sera inférieure à leur résistance élastique ultime [8].

Par ailleurs, les détails de la disposition géométrique des constituants et les formes des particules ne jouent qu'un rôle secondaire [9]. Les particules sont utilisées pour augmenter le module du composite, diminuer la perméabilité et également diminuer la ductilité. Le module de Young est nettement amélioré en ajoutant des micro et nano - particules à une matrice polymère car les particules dures ont des valeurs de rigidité beaucoup plus élevées que la matrice [10]. Généralement, les particules sont sphériques, ellipsoïdales, polyédriques ou de forme irrégulière, elles sont ajoutées à une matrice liquide qui se solidifie par la suite dans un certain processus. Les particules peuvent être traitées ou non traitées lors du renforcement. Elles sont utilisées pour augmenter les propriétés de matériaux lors du renforcement de la matrice [11].

L'objectif de notre travail est d'apporter quelques éléments de réponses sur le comportement mécanique des composites à matrices thermoplastiques en prenant comme composite : une matrice polyamide 66 renforcée par des renforts de verre discontinus (fibres courtes ou des particules).

Notre objectif repose sur six points :

Dans le cas des fibres courtes

- Le modèle de composite à plusieurs fibres a été analysé sous une charge de traction dans le but d'analyser l'influence de l'arrangement des fibres sur les contraintes de Von Mises en utilisant l'analyse par éléments finis (AEF).
- Nous allons étudier l'effet du diamètre des fibres courtes dans le but de prévoir son influence sur le comportement du composite, nous avons pris trois diamètres (9.5, 6.33 et 4.75 μm) tout en gardant la même fraction volumique.
- Comme nous allons étudier l'effet de la surface de contact (fibres/matrice) sur le transfert de contraintes dans le cas d'une fibre cassée.

Dans le cas des particules

- Nous allons faire une analyse de l'effet du diamètre des particules sur l'évolution des contraintes de Von Mises, pour ce fait, nous avons pris quatre diamètres (19.61, 26.15, 39.22 et 78.45 μm) tout en gardant la même fraction volumique.
- L'influence de l'arrangement des particules sur le comportement du même composite utilisé précédemment a été mis en évidence.
- Et enfin, l'effet de la cassure d'une particule sur le transfert de charge.

Le travail de la thèse s'articule sur quatre chapitres :

- Le premier chapitre est consacré aux principaux types de matériaux composites à matrice thermoplastique renforcés par des renforts discontinus (fibres courtes et particules). Suivi d'un rappel sur l'endommagement des composites renforcés par des renforts discontinus.
- Le deuxième chapitre est consacré essentiellement au comportement mécanique des composites, avec une étude analytique sur les composites renforcés par des renforts discontinus.
- Le troisième chapitre est consacré à la modélisation par éléments finis sous chargement d'un composite renforcé par des fibres courtes soumis à un chargement. Comme nous avons abordé le cas d'une fibre cassée.
- Le quatrième chapitre est consacré à l'étude du renfort particulaire utilisé tout en réalisant une modélisation par éléments finis avec les mêmes conditions précédentes.

Enfin une conclusion sur les principaux aspects abordés dans cette étude.

Chapitre I
Bibliographie

I.1. Introduction

Dans ce chapitre nous allons présenter les matériaux composites à matrice thermoplastique, qui se différencient selon le type de renfort et de dispersion. Leurs propriétés dépendent directement des caractéristiques de renforts et des matériaux constituants. Nous allons prendre en considération plus particulièrement les composites renforcés par des renforts discontinus (fibres courtes et particules). Les thermoplastiques se présentent sous forme de chaînes linéaires, il faut les chauffer pour les mettre en forme et les refroidir pour les fixer, cette opération est réversible. Les matrices thermoplastiques ont de faibles propriétés mécaniques ; un renforcement par l'incorporation de renfort leur confère une tenue thermique et mécanique améliorée.

I.2. Les composites

Un matériau composite peut être assimilé à une combinaison de deux ou plusieurs composés. L'association de ces matériaux élémentaires (renforts et matrices) aux caractéristiques complémentaires permet de conférer au matériau composite un ensemble original de propriétés à l'échelle macroscopique. La Figure I.1 présente une classification schématique des matériaux composites.

L'introduction de renforts au sein d'une matrice produit un niveau d'hétérogénéité supplémentaire qui pourra, selon la disposition géométrique des fibres et particules (et leurs formes), être la cause d'une anisotropie macroscopique importante. Ainsi, un composite à renfort continu unidirectionnel conférera aux matériaux une grande résistance dans le sens des fibres et une très forte anisotropie de comportement alors qu'avec une distribution d'orientation aléatoire le matériau conservera une isotropie macroscopique [12].

Les matériaux composites à matrice organique présentent des avantages importants:

- Une faible densité ;
- Des technologies de mise en œuvre par moulage qui offre la possibilité d'obtenir des pièces de forme complexe et suppriment les usinages de finition ;
- Un excellent comportement vis-à-vis de la corrosion, de l'indentation due aux petits chocs et un comportement acoustique favorable [12].

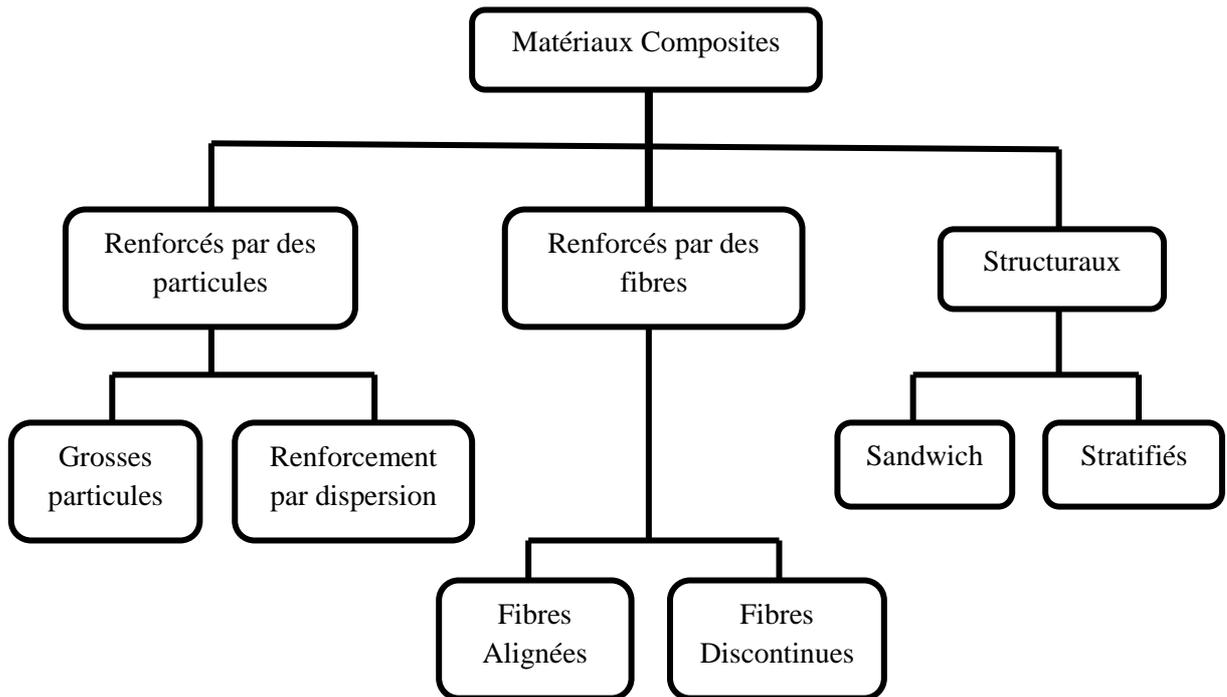


Figure I.1 Classification schématique des différents types de composites [12]

I.2.1. Les matrices

L'utilisation des matrices thermoplastiques semble subir un essor plus conséquent, grâce à une réduction notable du cycle de mise en forme, mais aussi grâce à une meilleure recyclabilité du produit fini [13]. Les thermoplastiques (TP) sont des polymères qui présentent l'avantage de pouvoir être, de manière répétée, ramollis par chauffage et durcis par refroidissement. A l'état ramolli, ils peuvent être mis en forme par injection, extrusion ou formage dans un moule. La cadence de transformation des thermoplastiques, plus rapide que celle des thermodurcissables ou des élastomères, est presque exclusivement liée à leur vitesse de refroidissement [14].

Les thermoplastiques les plus couramment utilisés sont :

a) Le polyéthylène (PE)

Le polyéthylène (PE) est le polymère synthétique le plus répandu dans le monde avec un tiers de production mondiale des polymères. Il est extrêmement polyvalent, notamment grâce à sa structure chimique simple, de plus il est recyclable. Il est donc un matériau très économique et écologique. Il est inerte, facile à manier et résistant au froid.

Parmi la famille des PE, les PELD sont souvent employés pour les récipients souples tandis que les PEHD sont utilisés pour des pièces plus rigides.

b) Le polychlorure de vinyle (PVC)

Le polychlorure de vinyle (PVC) est produit par la polymérisation des monomères de chlorure de vinyle. Lors de la réaction de créations des monomères de chlorure de vinyle, dépendant de l'éthylène et de l'acide chlorhydrique, le PVC peut être souple ou rigide.

Le domaine d'application du PVC est très large (industrie de l'ameublement, bâtiment, génie civil,...). Il est deuxième plastique le plus utilisé au monde après le PE.

c) Le polypropylène (PP)

Le PP est classé en trois types en fonction de la position du groupe méthyle (CH_3). En comparant le PP et les thermoplastiques précédant, le PP possède la densité la plus faible, soit $0,92 \text{ g/cm}^3$ (Tableau I.1). De plus, le PP a des bonnes propriétés hygroscopiques (faible taux massique d'eau absorbée après 24 heures d'immersion) et mécaniques (au plateau caoutchoutique à la température ambiante ($T > T_g$ - la transition vitreuse) [15].

Autres types de thermoplastiques, on trouve :

- les polyesters saturés thermoplastiques (PET) ;
- les polyamides (PA) ;
- les polyacétals (polyoxyméthylène) ;
- les polycarbonates (PC) ;
- les polyéthers éther cétone (PEEK) ;
- les polysulfures (PS) ;

Tableau I.1 Caractéristiques des thermoplastiques [16]

Polymère	T_g (°C)	T_f (°C)	ρ (g/cm ³)	σ_r (MPa)	E(GPa)
polyesters saturés thermoplastiques (PET)	70	255-265	1.30	47	2.6
polyéthylène (PE)	-100	134	0.95	28	1.1
polysulfures (PS)	90-100	-	1.05	55	3.2
PVC	75-105	160-220	1.39	58	2.9
ABS	90-120	-	1.05	50	2.5
polypropylènes (PP).	5	165	0.92	30	1.2

T_g : température de transition vitreuse, T_f : température de fusion

Il existe aussi des thermoplastiques à usage spécifique qui peuvent résister à des températures de l'ordre de 200°C voire plus.

Le Tableau I.1 regroupe certaines des propriétés physico mécaniques des résines les plus utilisées. Les propriétés de ces dernières (module d'élasticité) sont nettement inférieures à celles relatives aux résines thermodurcissables. Tandis que leurs températures de mise en œuvre demeurent légèrement supérieures (140 à 270°C) [16].

I.2.1.1 Les avantages de thermoplastique comme matrice dans les composites

- Durée de conservation illimitée
- Large gamme d'options de fabrication
- Temps de mis en œuvre court
- La résistance aux chocs améliorés
- Capacité d'être reformé
- Absorption d'eau faible
- Haute résistance chimique
- Fabrication simplifiée [17].

I.2.1.2 Inconvénients des thermoplastiques comme matrice dans les composites

- Températures de traitement requises élevées
- Pressions élevées
- Procédures de réparation non complètement mûries [17].

I.2.2. Les renforts

a) Les charges

En général, Il existe une très grande différence entre charges et renforts :

On désigne sous le nom général de charge toute substance inerte, minérale ou végétale qui, ajoutée à un polymère de base, permet de modifier de manière sensible les propriétés mécaniques, électriques ou thermiques, d'améliorer l'aspect de surface ou bien, simplement, de réduire le prix de revient du matériau transformé [18].

L'incorporation d'une charge au sein d'une matrice permet d'agir sur plusieurs propriétés du matériau composite formé :

- propriétés physico-chimiques (résistances aux produits acido-basiques...),
- propriétés mécaniques (résistances aux chocs, à la compression, aux cisaillements...),
- propriétés électriques (amélioration de la conductivité ou de la résistance)
- facilité de mise en œuvre,
- réduction du coût...

b) Renforts à particules

Un matériau composite est dit à particules quand son renfort se trouve sous forme de particules ne possédant pas de dimension privilégiée (Figure I.2). 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 [19].



Figure I.2 Différents types de particules [19]

Certaines des demandes de matériaux dans les industries avancées ne peuvent pas être satisfaites par des matériaux monolithiques. Par conséquent, la combinaison des propriétés souhaitées des thermoplastiques et des particules de verre (haute résistance et module élevé) est l'objectif de la production de composites [20].

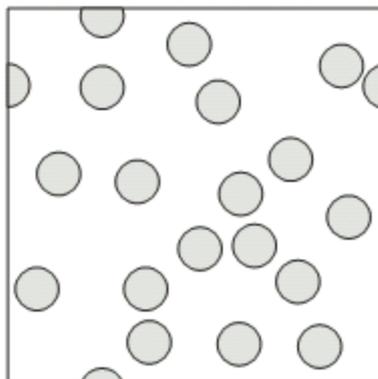


Figure. I.3 Exemple de composite renforcé par des particules sphériques

Les matériaux renforcés de particules sont plus attractifs en raison de leur rentabilité, de leurs propriétés isotropes et de leur capacité à être traités à l'aide d'une technologie similaire à celle utilisée pour les matériaux monolithiques [21]. Le comportement du composite bi – phases macroscopiquement isotrope renforcé par des particules est principalement déterminé par le comportement des matériaux constituants, la fraction volumique de la matrice et les inhomogénéités.

c) Renfort 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 [22]. Les renforts, sous forme de fibres, contribuent uniquement à améliorer la résistance mécanique et la rigidité de la pièce dans laquelle ils sont incorporés [18]. C'est le renfort le plus fréquent. Il en existe différents types :

- Fibres minérales (verre, carbone, carbure de silicium)
- Fibres métalliques (bore, aluminium)
- Fibres organiques (Kevlar, polyamides)

I.2.3. Interface matrice – renfort dans un matériau composite

Les propriétés d'un composite dépendent non seulement des propriétés des matériaux le constituant (matrice et renfort), mais aussi de la qualité de l'interface entre ces deux matériaux (épaisseur, forces interfaciales, mouillabilité du renfort par la matrice, ...) [23].

L'adhésion est un phénomène complexe qui consiste en la formation d'un contact interfacial au niveau moléculaire entre les différents composés. Les molécules se déplacent ensuite pour atteindre l'équilibre d'adsorption en formant des liaisons physiques, plus ou moins fortes selon leur nature et/ou réagissent chimiquement pour former des liaisons covalentes [16]. L'adhésion est donc affectée par des phénomènes de mouillabilité, de diffusion, d'adsorption, de réactivité chimique et elle peut aussi être d'origine mécanique. En effet, la surface conditionne fortement les possibilités de liens chimiques ou mécaniques à l'interface entre des matériaux. L'interface peut prendre différentes formes et conduire au concept d'interphase, l'interphase étant une zone plus ou moins large entre les deux adhérents, dans laquelle il existe un gradient de concentration de propriétés des deux composants [16].

Comme les fibres sont chargées en compression le long de leur longueur en raison de déformations thermiques résiduelles, la tendance au flambage des fibres augmente et des contraintes de cisaillement interfaciales sont produites. Cela peut conduire à un décollement de l'interface et éventuellement l'existence de microfissure [24]. Une liaison forte entre la fibre et la matrice est nécessaire pour empêcher ce décollement.

I.2.4. Influence des caractéristiques des constituants sur les propriétés du composite

a) Influence du taux de renfort

L'augmentation du pourcentage de renforts améliore quasi systématiquement la rigidité d'un composite. Cependant, une trop grande quantité de renforts implique une adhésion plus difficile qui conduit à une baisse de performances dans certains cas. Il est assez peu fréquent de trouver des composites fabriqués qui contiennent un pourcentage de fibres

supérieur à 50-60%, sans rencontrer de nombreuses difficultés lors du moulage, à partir d'un taux de 50% en fibres, le matériau devient rugueux et la surface présente des ruptures [16].

b) Influence de la morphologie

La taille de l'élément renforçant a naturellement une influence sur le procédé de fabrication mais aussi sur les propriétés mécaniques du composite. Le facteur de forme (l/d) est le paramètre le plus important [16].

c) Influence de l'orientation et de la dispersion du renfort

Il est évident que la dispersion du renfort qui conduit à un mélange plus ou moins intime des composants est un paramètre qui influence les propriétés physico-mécaniques du composite. En effet les particules ou renforts ont tendance à se regrouper et à s'agglomérer ce qui crée des défauts. L'orientation des fibres génère une anisotropie, qui détermine des axes forts, pour le matériau, selon lesquels les fibres seront sollicitées longitudinalement (direction la plus résistante de la fibre) [16].

d) Influence de la température

Le comportement mécanique des polymères est fortement influencé par la température. La Figure I.4 représente les courbes contrainte-déformation d'un polyamide 66 à des températures allant de -40°C à 180°C et à une vitesse de sollicitation constante fixée à 1 mm/min [25].

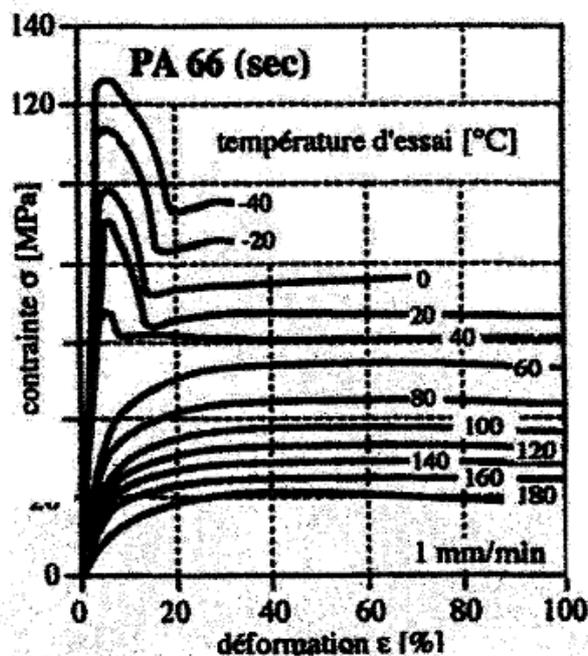


Figure L4 Influence de la température ($^{\circ}\text{C}$) sur le comportement mécanique d'un polyamide sec [25]

Ces courbes montrent qu'une augmentation de la température s'accompagne d'une baisse de la contrainte à la rupture et du module, et d'une augmentation de la déformation à la rupture: passage d'un comportement fragile à un comportement ductile. Ceci s'explique par un phénomène moléculaire (Figure I.5) [25].

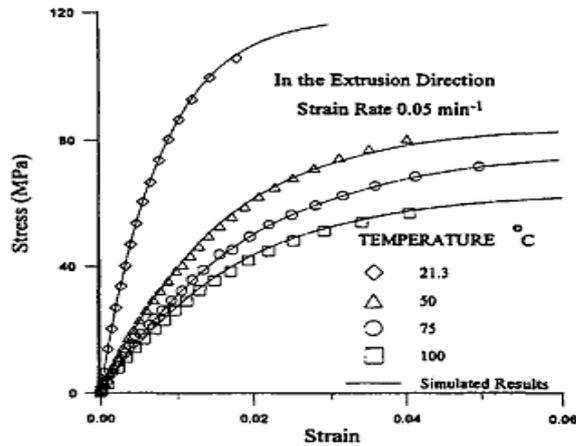


Figure I.5 Effet de la température sur les courbes contrainte-déformation d'un polyamide 66 chargé en fibres de verre courtes (a) [25]

e) Influence de la vitesse de déformation

La Figure I.6 représente les courbes contrainte-déformation à 20°C pour différentes vitesses de déplacement dans le cas d'un polyamide 66 sec. Six valeurs de la vitesse de déplacement ont été choisies variant de 0,1 à 500 mm/min.

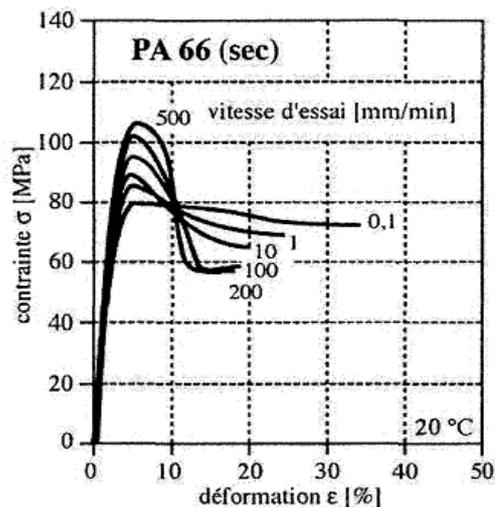


Figure I.6 Influence de la vitesse d'essai (mm/min) sur le comportement mécanique d'un polyamide 66 sec [25]

La déformation à la rupture passe de 35% pour une vitesse de 0,1 mm/min à 15% pour 500 mm/min. La contrainte à la rupture décroît de 75 à 60 MPa pour la même évolution de vitesse d'essai. La limite d'élasticité augmente de 30 MPa pour une augmentation de vitesse de

500 mm/min. Une augmentation de la vitesse d'essai augmente la limite d'élasticité et diminue la déformation à la rupture ce qui se traduit par une augmentation de la résistance mécanique et une diminution de la ductilité [25]

1.3. La mise en œuvre des composites thermoplastiques à renfort discontinus

La mise en œuvre des composites thermoplastiques s'effectue selon le schéma général de la Figure I.7 [26]. La matrice est mélangée à différents produits (stabilisants, lubrifiants, plastifiants, charges, renforts, etc.) pour élaborer une formulation qui se présente le plus souvent sous forme de poudre ou de granulés. Cette formulation est ensuite fondue à la fois par conduction thermique depuis les parois de l'outillage de mise en forme et par dissipation d'énergie mécanique. Cette matière liquide renforcée très visqueuse est ensuite forcée dans un outillage qui va donner une première forme au produit. Ce matériau composite mis en forme est alors refroidi, dans certains cas étiré et biétiré, pour obtenir le produit final. De ce processus de mise en forme, des paramètres d'étirage et de refroidissement, vont dépendre la microstructure du composite, et donc ses propriétés [27].

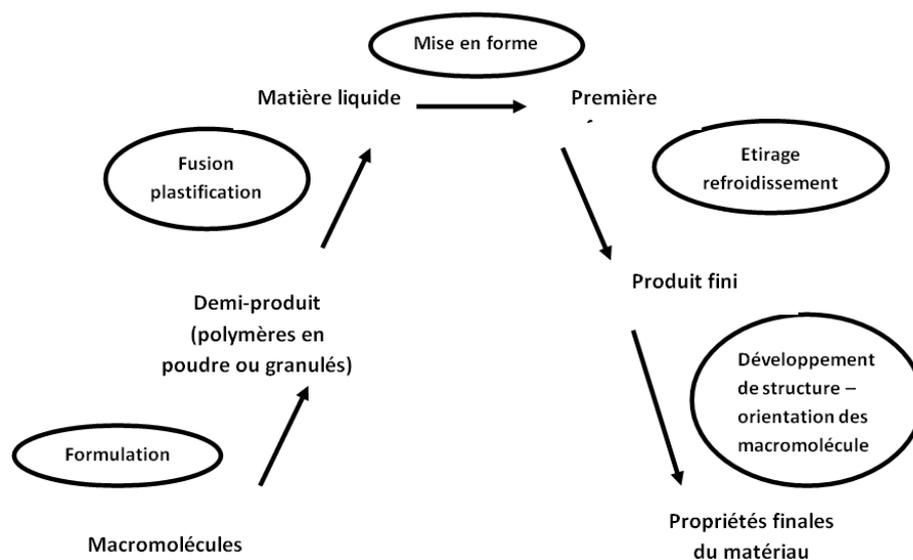


Figure I.7 Schéma général de la mise en œuvre des composites thermoplastiques

I.3.1 L'injection

Le moulage par injection de composite thermoplastique (chargé par fibres ou particules) ne diffère du procédé classique d'injection que par le produit injecté. Le moulage par injection consiste à injecter à l'aide d'une vis, un polymère fondu dans une cavité dont les parois sont maintenues à une température inférieure à la température de solidification ou de transition vitreuse du thermoplastique utilisé. Ce procédé permet la production de pièces de tailles et de complexités géométriques très différentes, et satisfaisantes à des exigences

dimensionnelles de plus en plus sévères [13]. L'application du procédé d'injection s'étend des grandes pièces utilisées dans l'industrie automobile, comme le suggère la Figure 1.9, jusqu'à des pièces beaucoup plus petites, telles que celles utilisées dans l'industrie électromécanique (boîtiers de commande, interrupteurs électriques, etc. ...).

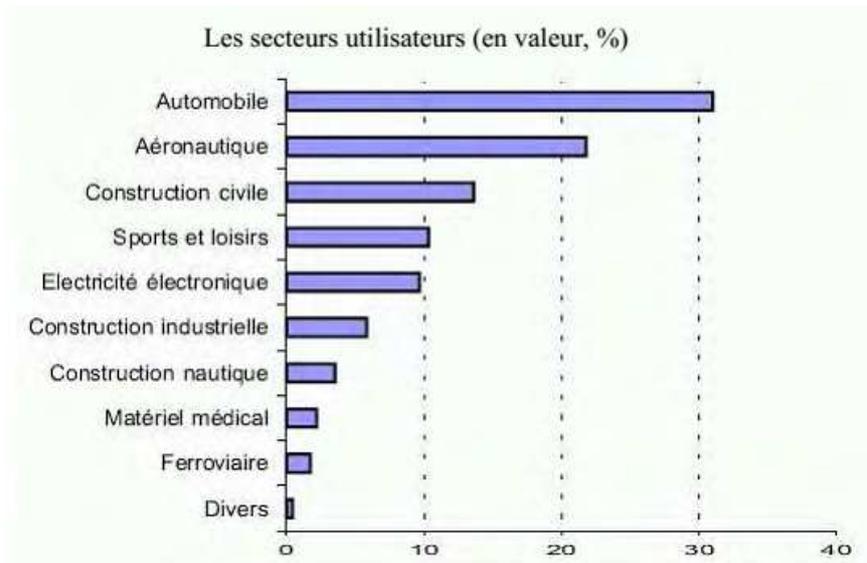


Figure. I.8 Application industrielle des thermoplastiques chargés de fibres

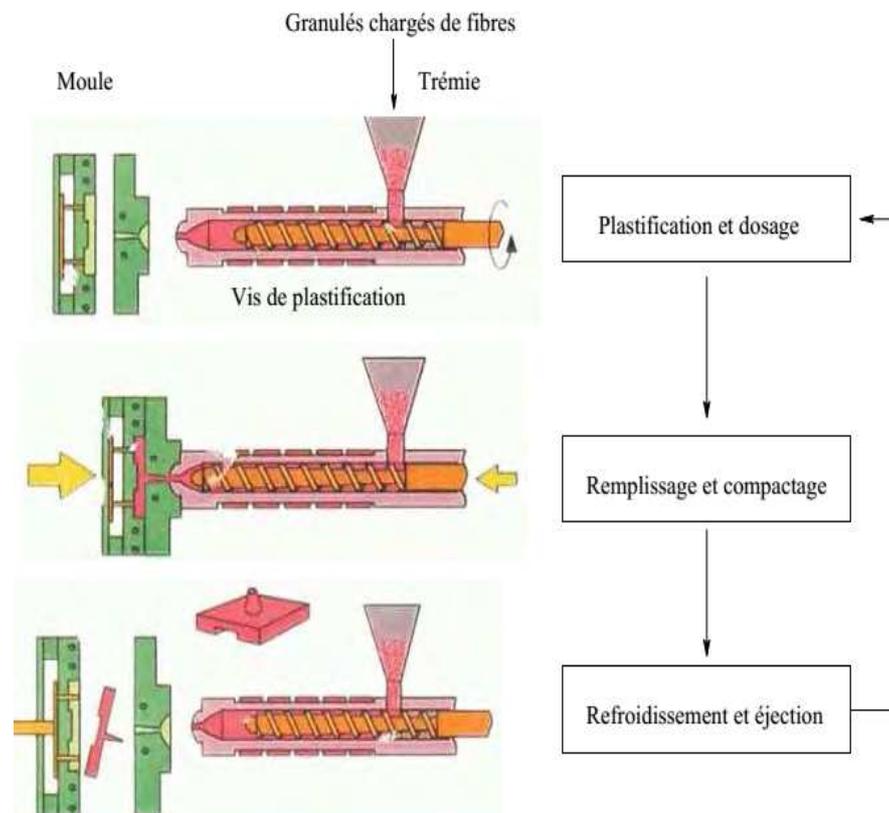


Figure. I.9 Cycle d'injection : les différentes phases

I.3.2 L'extrusion

Le terme extrusion est souvent lié à la phase de compoundage qui permet de réaliser le mélange des renforts et de la matrice pour la fabrication des granulés. L'extrusion ne peut être limitée à la seule fabrication de semi-produit et constitue une technique de transformation pour la réalisation de profilés en continu [28]. 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.10).

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 [29].

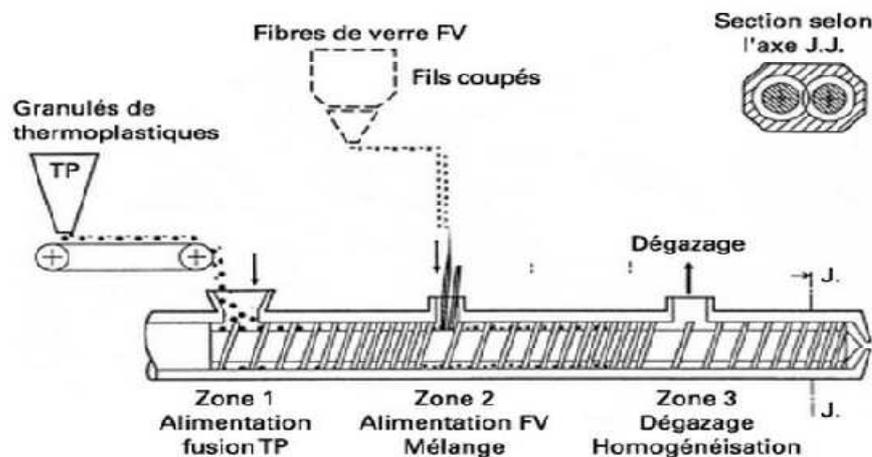


Figure I.10 Schématisation d'une extrudeuse double vis

I.3.3 La pultrusion

La pultrusion des composites à matrice thermoplastique est un procédé récent permettant de fabriquer en continu un matériau composite à haute valeur ajoutée en particulier pour le secteur aéronautique. Le procédé de pultrusion est réalisé à partir de fibres longues qui sont guidées vers une filière chaude où une résine thermoplastique est

injectée. A la sortie de la filière et après refroidissement, on obtient un profilé qui peut présenter une géométrie complexe. Le problème principal dans ce procédé réside dans l'imprégnation du renfort par la matrice qui est freinée par la forte viscosité du polymère thermoplastique à l'état liquide. Diverses études ont été conduites sur ce problème, mais la majorité d'entre elles restent théoriques et le procédé de pultrusion thermoplastique n'a toujours pas aujourd'hui d'application industrielle [13].

Coroller et al. [28] ont montrés expérimentalement qu'il y a des différences de module d'Young allant jusqu'à 28% entre un même composite injecté ou extrudé. De manière générale les composites injectés présentent les meilleures caractéristiques mécaniques par rapport à un composite extrudé, ceci est particulièrement vrai pour les composites renforcés par des fibres végétales. Les paramètres du processus ont donc un impact important sur la microstructure du composite.

I.4 Morphologie par microscope électronique à balayage (MEB)

Le microscope électronique à balayage permet d'obtenir des images de surfaces pratiquement de tous les matériaux solides, à des grossissements allant jusqu'à 160000 fois. Ces images sont caractérisées par le rendu très parlant du relief et par la grande profondeur de champ.

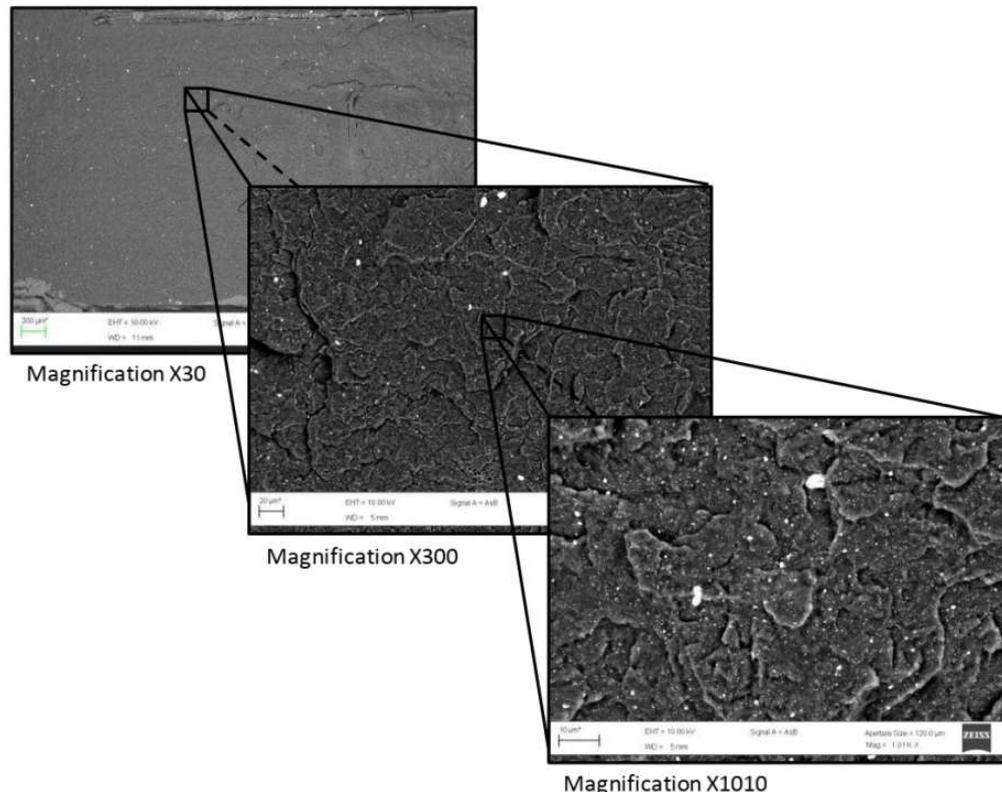


Figure I. 11 Grossissement de l'image d'un composite a particule [29].

I.4.1 Cas des particules

Il est difficile de distinguer la matrice polymère des particules. Sur une micrographie de surface, le diamètre apparent d'une particule est observé. Ce diamètre apparent peut être différent du diamètre réel. Pour faire une évaluation complète de la dispersion des particules, le point de départ est une image prise avec un grossissement suffisant pour observer le profilé dans toute son épaisseur [29].

I.4.2 Cas des fibres courtes

Les observations mésoscopiques dans l'épaisseur d'une plaque montre que les fibres sont disposées selon un empilement particulier lié au sens de l'écoulement de la résine dans le moule [14].

Dans le sens de l'écoulement (MFD), l'observation d'une coupe parallèle au MFD montre que la répartition des fibres dans le matériau composite injecté est analogue à un stratifié symétrique constitué de six couches [R/0°/90°]s (R pour Random). La répartition des fibres dans la matrice est illustrée sur les Figures I.12 et Figure I.13.

La Figure I.12 présente une vue en perspective 3D d'une plaque obtenue par le procédé d'injection décrit précédemment. Les flèches indiquent la direction d'injection de la résine (MFD).

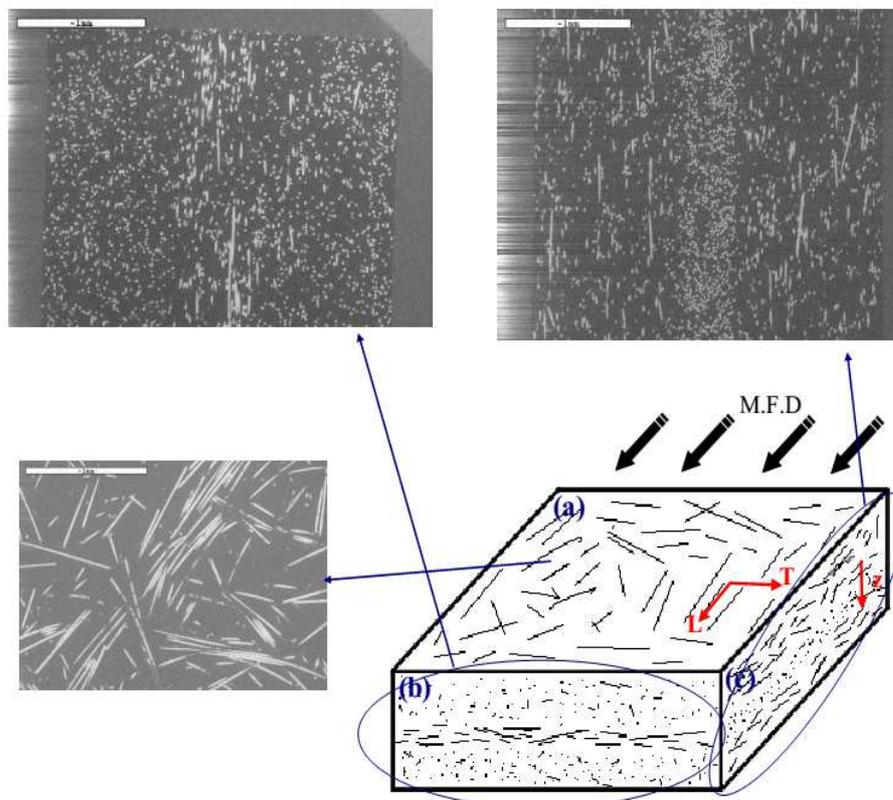


Figure I.12 Echantillon de plaque montrant la répartition des fibres en surface [14]

La surface (a) de la plaque est en contact avec le moule. Près de cette surface sur une épaisseur de quelques dizaines de micromètres, les fibres sont réparties aléatoirement. Cette répartition aléatoire des fibres en surface est due au gradient de température entre la résine injectée chaude (température d'écoulement) et les surfaces du moule refroidi. Une coupe (b) de normale parallèle à la direction de l'écoulement de la résine comporte trois couches. Les couches supérieure et inférieure de cette surface montrent que les fibres sont parallèles à la direction de l'écoulement de la résine. Au milieu de cette surface, les fibres sont perpendiculaires au sens de l'écoulement. Une coupe (c) de l'échantillon se compose aussi de trois couches, qui confirment les mêmes résultats montrés par la surface (b) [14].

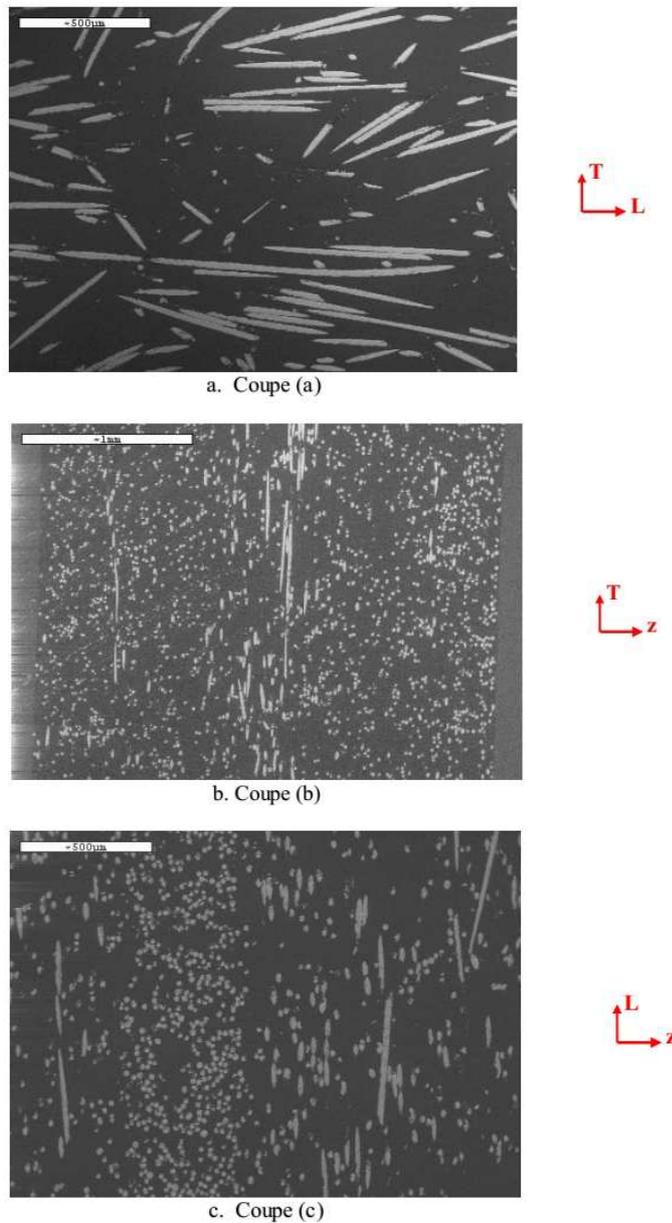


Figure I.13 Répartition des fibres sur les faces d'une plaque [14]

La Figure I.13 montre des observations microscopiques obtenues à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) des trois surfaces (a), (b) et (c) repérées sur la Figure I.12. Les observations réalisées par le MEB corroborent la schématisation de la Figure I.12 [14].

I.4.2.1 Influence de l'écoulement sur l'orientation des fibres courtes

En injection de thermoplastiques renforcés, les contraintes lors de l'écoulement et le remplissage du moule ont pour effet d'orienter préférentiellement les fibres. Ainsi certains auteurs s'intéressent à la prise en compte de ces contraintes pour prédire numériquement l'orientation des fibres avant injection. On peut citer par exemple les travaux de DRAY BENSAHKOUN et de REDJEB qui on prédit numériquement les tenseurs d'orientation des fibres de pièces complexes via le logiciel Moldflow.

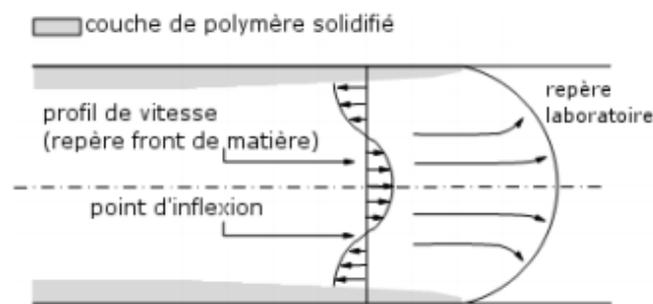


Figure I.14 Ecoulement suivant l'effet fontaine, d'après REDJEB

L'écoulement lors du remplissage se fait sous l'effet fontaine (Figure I.14) et la compétition entre les deux types d'écoulement (cisaillement et élongation) va tendre à orienter les fibres. Une fibre dans un écoulement où réside principalement dans le fluide des contraintes de cisaillement va être animée d'un mouvement périodique sans orientation stable.

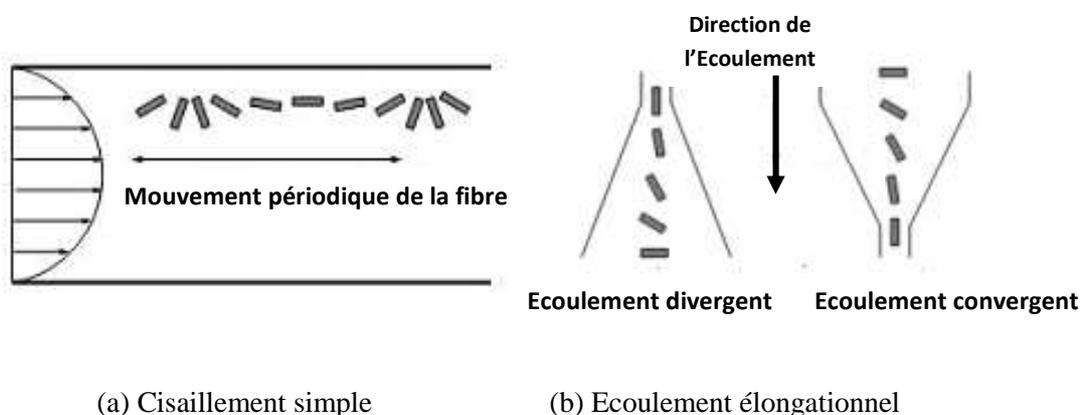


Figure I.15 Orientation des fibres suivant le type d'écoulement d'après REDJEB [30].

Lorsque le fluide est, au contraire, soumis à un écoulement dont les contraintes tendent à étirer le fluide (élongation), les fibres s'orientent suivant la direction d'étirement du fluide (Figure I. 15). Les pièces injectées peuvent donc présenter une structure cœur – peau complexe [30].

1.4.2.2 Contrôle de l'orientation des fibres

a) Extrusion angulaire

Le contrôle de la distribution d'orientation des fibres dans des composites renforcés par fibres courtes réalisés avec une matrice de polymère thermoplastique affecte les performances mécaniques du matériau dans la direction des fibres. Une extrusion angulaire (Equal channel angular extrusion (ECAE)) peut produire à une orientation alignée des fibres en soumettant la matrice de polymère à une déformation plastique uniforme et extrême à l'état solide. Le processus est décrit comme un mouvement de corps rigide du matériau à l'exception d'une couche mince mobile qui reçoit une déformation plastique sévère. La Figure I.16 montre les étapes initiales, intermédiaires et finales du processus. Le piston (noir) force le matériau (blanc) à travers un canal de section constante ayant un changement brusque dans la direction d'écoulement. La troisième image montre l'échantillon après le processus. L'échantillon retrouve sa forme initiale; Cependant, une tension extrême a affecté la majeure partie de l'échantillon. Cette déformation extrême génère de nouvelles propriétés au niveau moléculaire. Les particules sphériques peuvent devenir fibreuses, les cristallites polymères peuvent s'aligner dans une orientation cohérente dans le volume et les inclusions peuvent être mieux distribuées. A ce stade, l'effet du procédé sur les fibres fragiles à rapport d'aspect élevé dans une matrice plastique n'est pas bien connu [7].

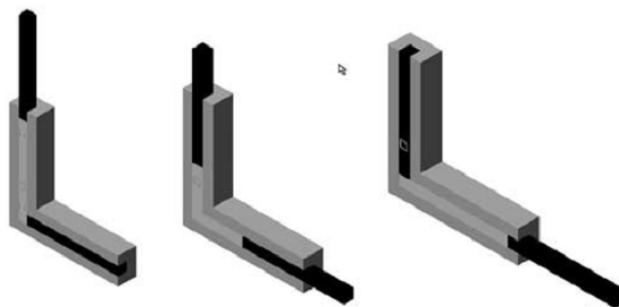


Figure I.16 Principe de l'extrusion angulaire

b) Méthode hydrostatique

Les techniques hydrodynamiques d'alignement sont utilisées pour créer des pièces composites à fibres courtes alignés. Cela fonctionne en suspendant les fibres dans un liquide très visqueux et l'alignement est obtenu en accélérant le mélange de fibres et de liquide à

travers une buse convergente. Ce oblige les fibres à suivre les lignes de fluide. Cette technique est normalement utilisée en moulage par injection et l'extrusion. Les méthodes hydrodynamiques permettent d'aligner plus de 90% des fibres dans une plage de +/- 15. Les fibres à fort rapport de forme seront plus faciles à aligner dans une préforme, parce qu'ils passent beaucoup de temps dans le flux, où la plupart des fibres s'aligner le long des lignes de cours d'eau.

c) **Électrostatique**

Les méthodes basées sur les champs électriques reposent sur que la fibre est conductrice, ce qui peut être obtenu en appliquant des revêtements tels que des sels acides. Des électrodes placées sous une courroie en mouvement sont utilisées pour aligner les fibres dans la direction des lignes de champ électrique.

Chirdon et al., ont utilisé l'électrostatique pour aligner des fibres de verre courtes (120 μm de long et 15 μm de diamètre) dans la résine. Un mélange de résine et de fibres a été versé dans une cellule en aluminium des bandes collées à l'intérieur qui servaient d'électrode. 6 kV ont été appliqués à l'électrode en aluminium pendant 60 secondes. La résine a été durcie sous lumière UV tout en étant soumise au champ électrique.

d) **Magnétique**

Yamashita et al., ont utilisé un champ magnétique pour aligner des fibres de graphite courtes revêtues de nickel dans une résine de polyester insaturé. En particulier, ils déterminent le volume critique de fibres et ils ont examinés l'effet de la fraction volumique sur le contrôle de l'orientation des fibres. Leurs résultats ont montré que l'orientation des fibres pouvait être contrôlée si les fibres ont été revêtues uniformément d'un mince matériau ferromagnétique. Ciambella et al [31], ont étudié la possibilité d'orienter des fibres de carbone courts dans une matrice élastomère pendant le processus de durcissement d'un composite théoriquement et expérimentalement. L'évolution de l'orientation de fibre était évaluée en termes de temps, de rapport de forme de fibre et d'intensité du champ magnétique.

I.5 Rupture des composite à renforts discontinus

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. Dans un matériau composite soumis à des sollicitations mécaniques, le processus de rupture résultant, dépend principalement : de la contrainte à la rupture des renforts, de la capacité de la matrice à absorber l'énergie libérée, des propriétés de l'interface renfort-matrice. L'initiation, puis la propagation de la rupture dépendent des propriétés des renforts et de la matrice, de l'interface renfort-matrice, de la fraction volumique des renforts, de l'état et des conditions de sollicitations mécaniques imposées [32].

I.5.1 Défauts présents dans les composites

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.
- 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 [33].

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 [34]. 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 [35].

L'endommagement microscopique, l'échelle microscopique qui voit les hétérogénéités les plus fines présentes dans le matériau [36], 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 [37]. Cependant, les effets des défauts locaux à l'échelle microscopique ne sont pas explicitement pris en compte et le comportement du matériau est pris uniquement à l'échelle macroscopique [38].

I.5.2 Endommagement des composites à fibres courtes

Une rupture signifie que l'un des composants atteint la limite d'élasticité, puis l'apparition et la progression des dommages peuvent être observées. Les dommages peuvent progresser dans différentes directions [34]. Les mécanismes par lesquels les composites échouent sont complexes en raison de l'anisotropie et de l'hétérogénéité du matériau. Les propriétés des constituants, l'efficacité de la liaison à l'interface, la fraction volumique des fibres, la longueur des fibres et l'orientation des fibres sont des facteurs influençant les mécanismes de rupture des composites à matrice thermoplastique, les variations de température, le taux de déformation et les conditions de traitement influencent également les mécanismes de défaillance des composites thermoplastiques [18].

Généralement, la fissuration de la matrice est le premier processus d'endommagement car la matrice présente la contrainte la plus faible à la rupture [6]. De nombreuses discontinuités fournies par les extrémités des fibres peuvent produire des concentrations de contraintes sur les fibres voisines et favoriser la microfissuration de la matrice à ces extrémités. Ces microfissures, qui se produisent même avant la rupture des fibres, risquent fort de se combiner pour former une grosse fissure principale. Deuxièmement, l'interface fibre/matrice est souvent un facteur limitant pour améliorer les propriétés mécaniques des composites à fibres courtes [39].

Plusieurs schémas sont proposés dans la littérature pour décrire le processus d'endommagement et de rupture des thermoplastiques chargés en fibres de verre courtes. Dans le cas d'une matrice ductile, les extrémités des fibres sont des sites de concentration de contraintes qui engendrent une plastification locale de la matrice et entraîne une propagation de la fissure principale [40].

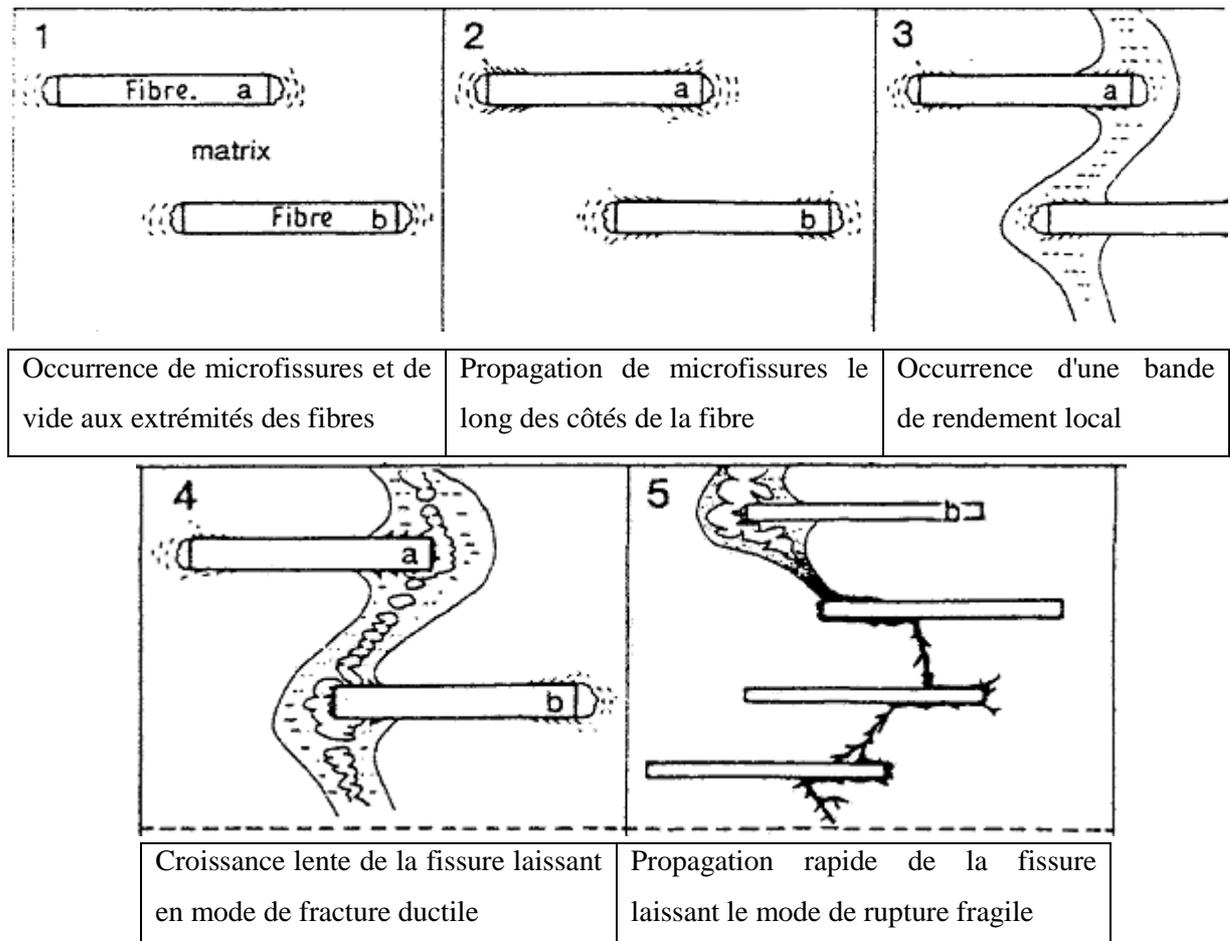


Figure I.17 Modèle de l'endommagement d'un PA 66 chargé en fibres de verre courtes [40]

Sato [40] a étudié les mécanismes de rupture d'un polyamide 66 chargé en fibres de verre courtes en utilisant la technique d'émission acoustique et des observations par microscope électronique à balayage (MEB). Il a établi une chronologie schématique pour décrire l'endommagement et la rupture du matériau étudié en cinq étapes (Figure I.17) :

1. initiation des fissures aux extrémités des fibres,
2. propagation des fissures le long de l'interface sous l'effet de la contrainte de cisaillement,
3. apparition d'une bande de déformation plastique dans la matrice,
4. la bande de déformation plastique conduit à la formation de macro-fissures,
5. propagation des macro-fissures, accompagnée d'un déchaussement des fibres.

I.5.2.1 Endommagement et fissuration de la matrice

La fissure matricielle se produit lorsque la contrainte équivalente atteint la limite d'élasticité, après que l'extrémité de la fibre peut être déliée et qu'une zone plastique locale

dans la matrice résulte d'un chargement supplémentaire. Dans le cas des composites renforcés de fibres courtes autour de l'extrémité de la fibre une fissure peut apparaître. Une fissure de matrice conique peut être observée se propageant à partir de l'extrémité de la fibre déliée. Ceci peut être décrit par l'angle de la fissure conique [34]. La Figure I.18 montre cette microfissuration de la matrice lorsque le matériau est proche de la rupture [41].

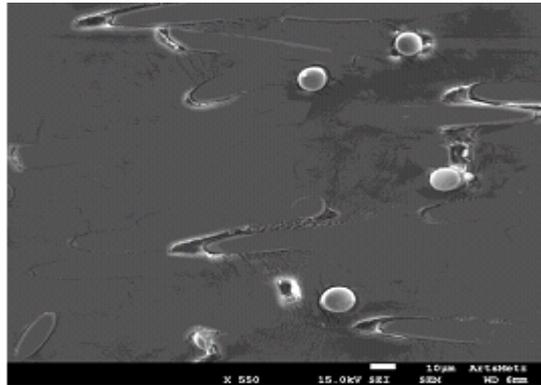


Figure I.18 Observation au MEB de la microfissuration généralisée de la matrice d'une éprouvette de PA66-GF30 conditionnée à 50% d'humidité relative. L'image est prise juste avant la rupture, dans une zone éloignée de la fissure principale [41].

I.5.2.2 Rupture de l'interface fibre/Matrice

Généralement, les meilleures propriétés mécaniques d'un composite dépendent principalement de l'orientation des fibres, mais l'adhérence entre la fibre et la matrice est également importante. Cela est particulièrement vrai pour les composites renforcés par des fibres courtes. Les fibres sont chargées à travers la matrice et pour une bonne performance, la charge doit être transférée efficacement à la fibre et une liaison forte fibre/matrice est nécessaire [42]. Dans une fibre courte, il y a des variations dans la distribution des contraintes le long de l'interface fibre-matrice, et les effets d'extrémités peuvent être négligés dans le cas des fibres longues, mais ils peuvent être très importants dans le cas des composites renforcés par des fibres courtes [43].

I.5.2.3 Rupture des fibres

a) Cassure des fibres pendant l'élaboration des composites

Les phénomènes de la cassure des fibres sont décrits comme provenant de trois facteurs principaux :

- les interactions fibres-fibres : pour les fibres de verre, ces interactions provoquent des contraintes de courbure ;
- 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 [41].

b) Mécanismes et description de la rupture

Il a été montré que les fibres de verre ont une déformation de type B sur la Figure I.19. 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 I.20). 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 [44].

Une fibre orientée à 45° va donc subir les plus grandes forces en compression à ses extrémités (Figure I.20). 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 [44].

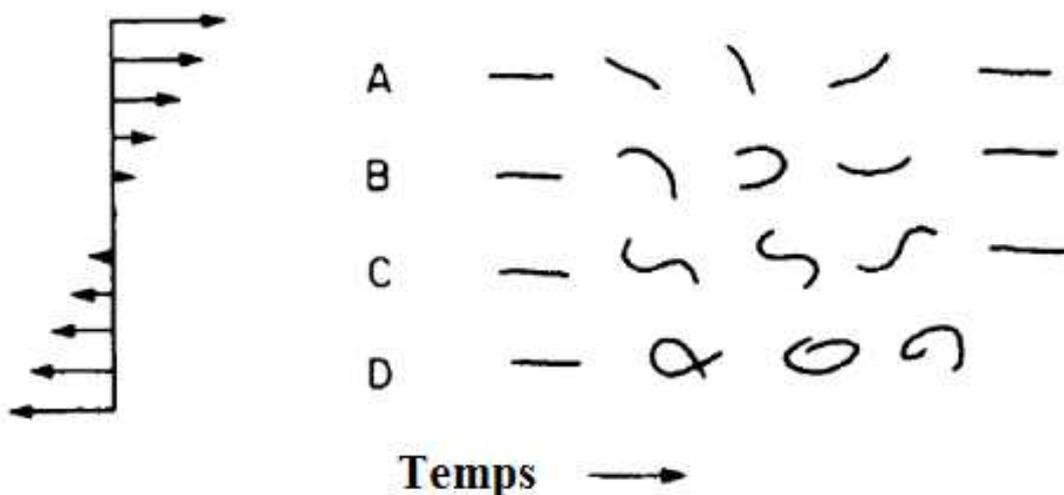


Figure I.19 Conformations successives prises par des fibres, soumises à un champ de vitesse de couette (la flexibilité des fibres augmente de A à D)

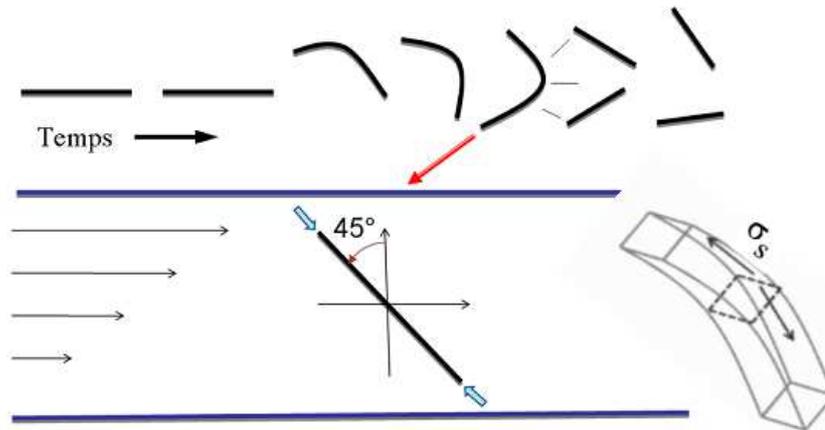


Figure I.20 Mécanisme de la casse par flambement de fibres rigides dans un écoulement de cisaillement

I.5.3 Endommagement des composites à particules

L'incorporation des particules dans une matrice cause des concentrations de contraintes dans les périphéries de la particule lorsque le composite est soumis à un chargement [45]. Les processus de défaillance dans les composites renforcés de particules sont liés au problème fondamental d'une fissure de matrice interagissant avec des particules de seconde phase [46]. Dans les matrices ductiles, les charges particulières augmentent la fragilité des composites s'il n'y a pas ou peu d'adhérence interfaciale. Dans les matrices fragiles, l'inverse tient et la fragilité est réduite. La micro-cavitation et la micro-décollement peuvent facilement se produire (Figure I.21) et peuvent introduire des fissures de tailles considérables. La conception contre la rupture fragile dans les composites est d'une importance critique [47].

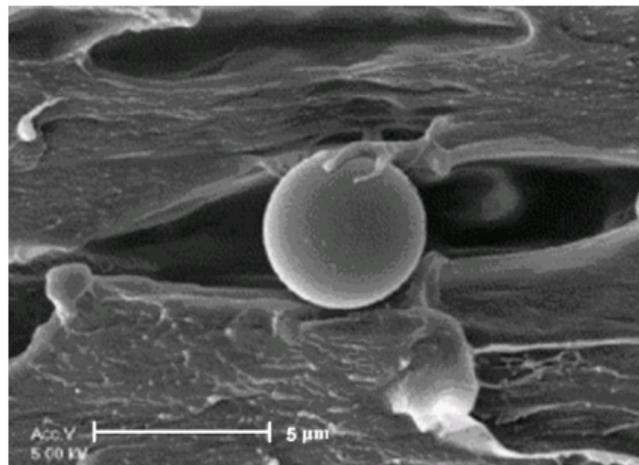


Figure I.21 particules de verre décollés entourées par le vide créé en raison de la déformation du composite PP / verre [47]

I.5.3.1 Endommagement et fissuration de la matrice

Une telle transition d'une rupture fragile à une rupture ductile est déjà importante pour le matériau polymère et elle est influencée par les conditions internes et externes. Les paramètres externes importants sont la vitesse de chargement, le rayon de l'entaille et l'épaisseur de l'échantillon. Le fait que la fissure se déplace à travers les zones au milieu de l'échantillon où règne la déformation plane et à la surface où la contrainte plane existe est d'une importance particulière. Les régions de contraintes planes peuvent céder et ont donc une grande résistance à la fissuration [47].

I.5.3.2 Rupture de l'interface particule/Matrice

La Figure I.22 illustre le mécanisme de décollement. Les échantillons d'essai ont été précontraints jusqu'à 15% de déformation, puis refroidis dans de l'azote liquide. La micrographie a été obtenue à partir d'une surface de fracture transversale à la direction de chargement, et montre que le décollement interfacial s'accompagne d'une déformation plastique de la matrice. De grands déplacements d'ouverture de fissure sont apparents au niveau des liaisons interfaciales dans la micrographie obtenue à une déformation de 20% (Figure I.23). De tels déplacements d'ouverture de fissure importants nécessitent une déformation plastique substantielle dans la matrice.

Une description visuelle de l'endommagement est donnée par la Figure I.24. Le mécanisme d'endommagement prédominant dans les composites est la décohésion. L'endommagement s'initie au niveau des pôles des inclusions [48].

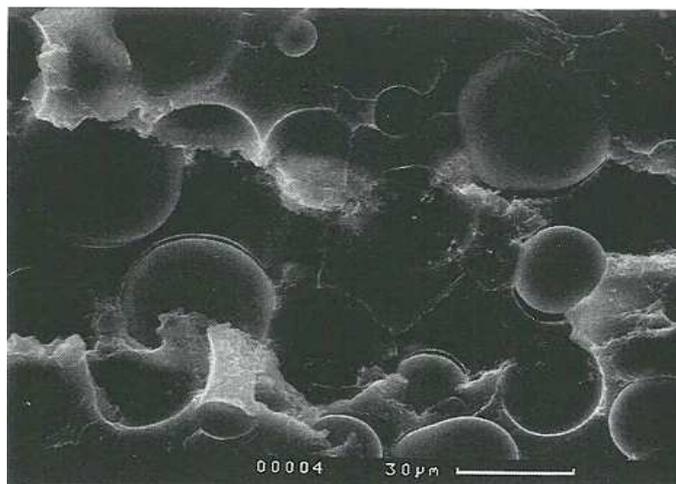


Figure I.22. Micrographie fractographique illustrant le mécanisme de décollement. La micrographie provient d'une surface de fracture transversale à la direction de chargement. L'échantillon a été tendu jusqu'à 15% et ensuite cassé à la température de l'azote liquide.

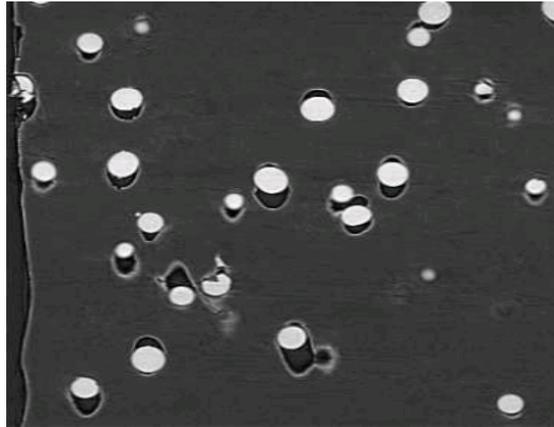


Figure I.23 *Décohésion à l'interface et croissance (la direction de traction est verticale) [48]*

Le grand effet du diamètre des particules de verre n'est pas si facile à expliquer. Les Figures I.24 (a) - (b) illustrent la différence de fracture microscopiques des surfaces pour les petites et les grandes particules de verre.

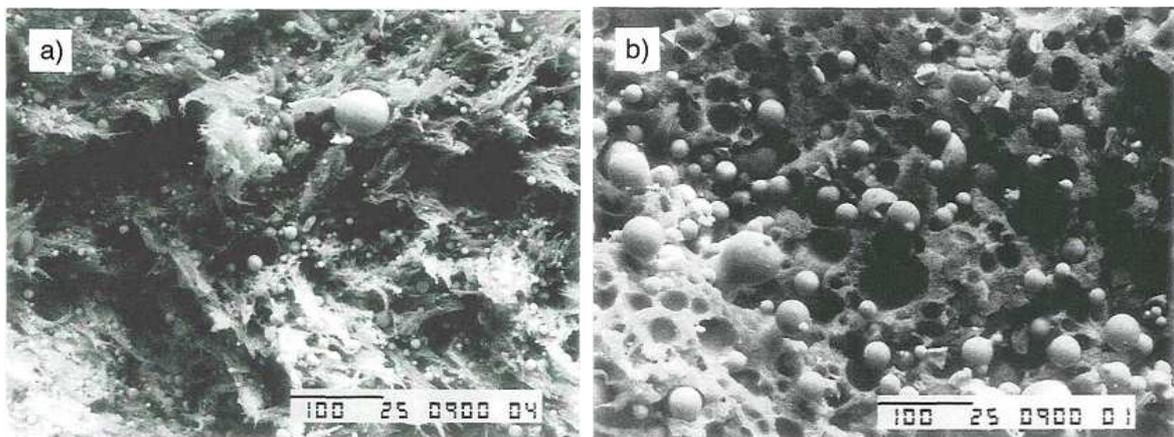


Figure I.24 *Surfaces de fracture pour les composites à des particules de verre [49]*

a) Petites particules de verre

b) Grandes particules de verre

Pour les plus petites particules, la matrice s'est rompue par un processus de déchirure ductile. Pour les particules les plus grosses, la rupture finale de la matrice s'est produite par un processus de croissance des fissures plus fragile. De grands vides de décollement se forment à des déformations élevées, et un mécanisme probable de rupture finale avec de grandes particules de verre relie les vides de décollement par croissance des fissures perpendiculaire à la direction de la charge. Quelques grands vides de décollement formés avec de grosses particules sont apparemment plus nuisibles que de nombreux petits vides de décollement [49]. Les fissures dans le spécimen se forment lentement mais se propagent rapidement [50].

I.5.3.3 Rupture des particules

La microscopie électronique à transmission a été utilisée, mais il est difficile de produire des échantillons suffisamment minces pour que la technique soit utile en raison de la présence de renforts fragiles [51]. D'après Vincent CARMONA [48], lorsque la séquence d'endommagement est observée, le premier mécanisme visible est la rupture des particules de grande taille. Les particules de taille inférieure se fracturent plus tardivement. La fissure se développe perpendiculairement à la direction de traction (Figure I.25). À basse fraction volumique V_f , le mode de rupture est principalement dû à l'arrachement de la fibre [52].

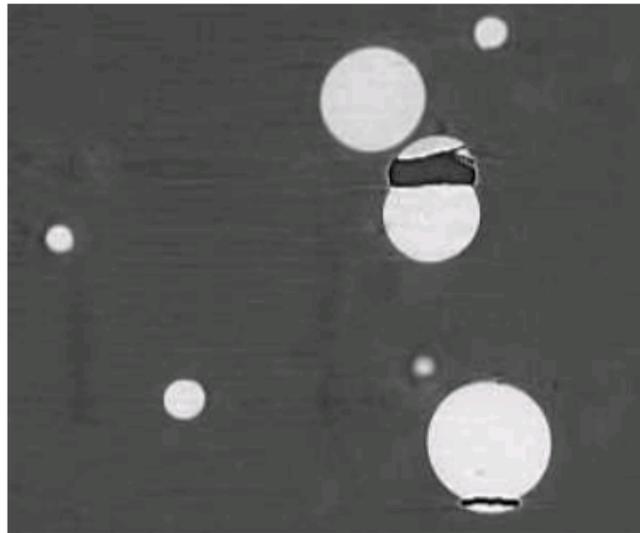


Figure I.25 Rupture des particules [48]

I.6 Conclusion

Les matériaux composites à matrice thermoplastique fabriqués par injection sont appelés plastiques renforcés et peuvent contenir jusqu'à environ 30 % massique de renforts de verre. L'utilisation des fibres courtes ou des particules de verre dans une matrice thermoplastique constitue un composite de caractéristiques thermomécaniques très améliorées par rapport aux résines seules. Les renforts de verres considérés ici sont de type E. Ces renforts sont les plus répandues pour les composites de grande diffusion. Une propriété remarquable du verre est qu'il présente un comportement mécanique élastique linéaire isotrope fragile, qui est de plus, indépendant de la température en deçà de sa température de ramollissement. La prévision de la résistance des composites est difficile, la difficulté vient du fait que la résistance des composites est déterminée par les comportements de rupture qui sont

associés aux valeurs extrêmes de paramètres tels que l'adhésion à l'interface. Les fibres étant soumises à des contraintes bien plus élevées que la matrice, des concentrations de contraintes apparaissent aux interfaces et activent les mécanismes d'endommagement.

Chapitre II
Modèles théoriques des
composites à
renforts discontinus

II.1 Introduction

Les thermoplastiques renforcés par des renforts discontinus (fibres courtes ou particules) ont été développés en grande partie pour combler l'écart de propriétés entre les stratifiés en fibres continues utilisés comme structures primaires par l'industrie aérospatiale et les polymères non renforcés utilisés principalement dans des applications non porteurs de charges. À certains égards, les renforts discontinus couplent les avantages de chacun de ces matériaux. Ainsi, les polymères renforcés par des renforts discontinus 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 [53] car ils offrent non seulement des propriétés mécaniques supérieures, mais ils peuvent également être facilement produits [40]. Nombreux modèles prédisent le module élastique des composites à renforts discontinus.

II.2 Cas des fibres courtes

La Longueur des fibres courtes varie de quelques centimètres aux fractions de millimètre. Les composites à fibres courtes sont moins résistants que les composites à fibres continues. Ces fibres courtes peuvent être : alignées, alignées suivant les axes naturels et aléatoires (Figure II.1, II.2).

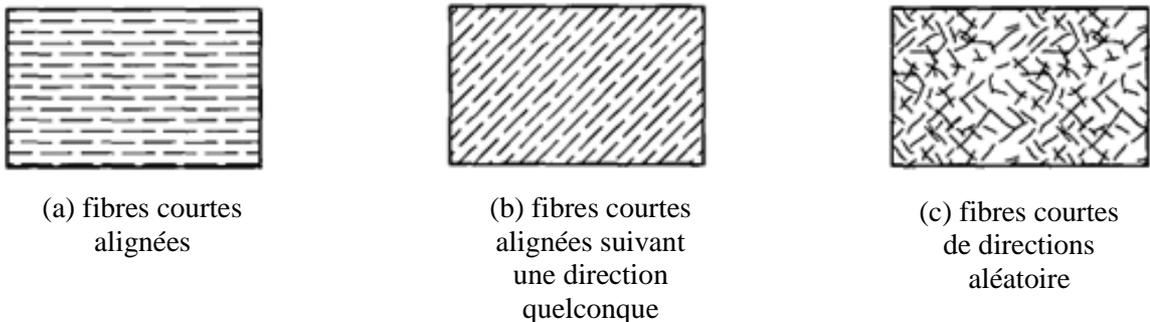


Figure II.1 *Quelque types de composites à fibres courtes*

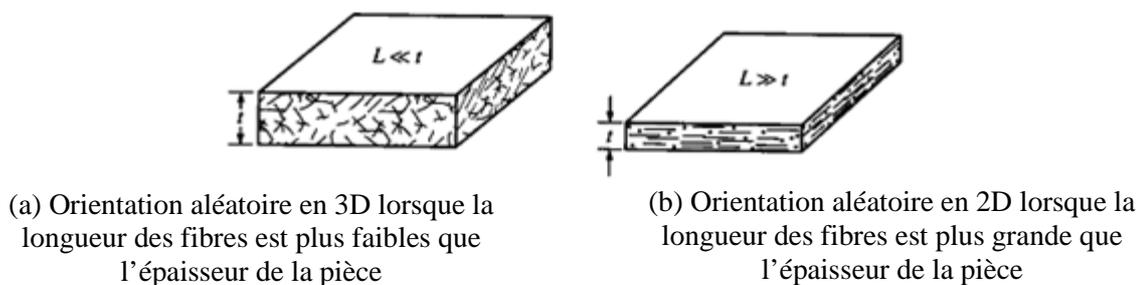


Figure II.2 *Composites à fibres courtes d'orientation aléatoire en 3D et 2D*

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- l est négligeable par rapport à l'épaisseur t avec orientation aléatoire, l'orientation suivant la direction de l'épaisseur est impossible donc matériel isotrope en 2D [54].

Le composite 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). H G Kim et L K Kwac [55], considère que le composite contenant des fibres qui ont toutes la même longueur, le même diamètre et sont toutes parallèles. La technique fournit une méthode permettant d'obtenir une dispersion uniforme et homogène de fibres et de matrice.

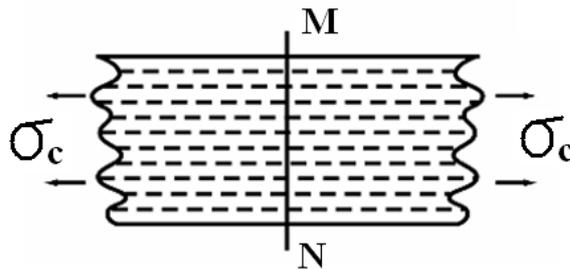


Figure II.3 Schéma de principe d'un composite renforcé de fibres courtes avec une contrainte en traction σ_c

Il est bien connu que lorsqu'un composite renforcé par des fibres et 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 de forme des fibres (diamètre/longueur) et les paramètres d'espacement des fibres.

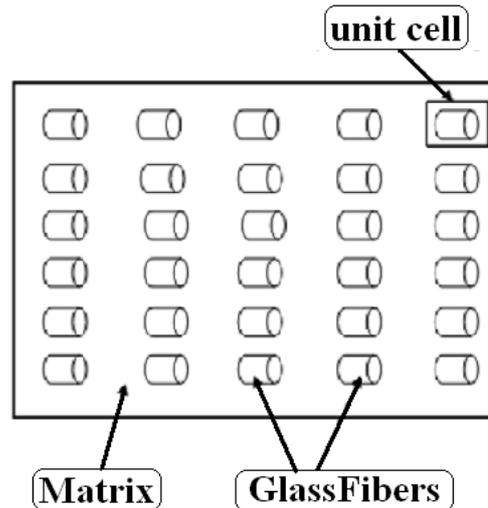


Figure II.4 Domaine composite montrant des fibres courtes renforcées dans une matrice

II.2.1 Mécanisme de transfert de charge

Le coût de fabrication entraîne souvent l'utilisation des fibres discontinus ou "courtes" dans le renforcement des composites. Ces matériaux diffèrent des composites renforcés en continu parce que les fibres ne se prolongent pas tout au long de l'ensemble du matériau. Par conséquent, la charge ne soit pas directement appliquée à chaque élément de renfort (Figure II.5).

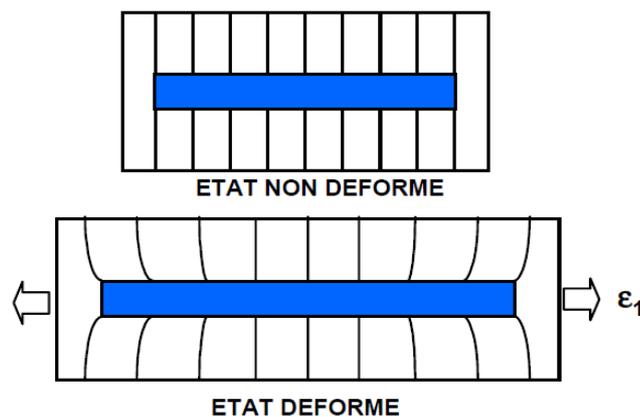


Figure II.5 Déformation d'un composite renforcé par fibre courte

Dans les matériaux composites, les fibres sont invariablement entourées de matrice. Par conséquent, la charge externe est appliquée directement à la matrice, et à partir de là, elle est transférée aux fibres, une partie de cette charge est transférée aux fibres à leurs extrémités, tandis que la partie restante de cette charge est transférée aux fibres par leurs surfaces cylindriques externes.

Dans de tels matériaux composites, la longueur de la fibre n'est pas suffisamment longue pour qu'une grande partie du transfert de charge se produise entre les surfaces cylindriques des fibres. Ainsi, dans ces fibres, à la fois les extrémités, ainsi que les surfaces cylindriques externes des fibres jouent un rôle important dans le transfert de la charge de matrice à fibre. Un composite ne peut remplir pleinement sa fonction mécanique que si les charges appliquées au matériau peuvent être transmises de la matrice à la fibre. Ce transfert de charge est bien entendu largement conditionné par la réponse mécanique de la zone de contact entre la fibre et la matrice.

Il est possible de décrire les processus de transfert de charge par des modèles micromécaniques simplifiés constitué d'une fibre noyée dans un cylindre de matrice sur lequel est appliquée une contrainte de traction. Il s'agit donc d'une approche mono-dimensionnelle dans laquelle la contrainte axiale dans une section donnée de la fibre est en outre supposée uniforme [56].

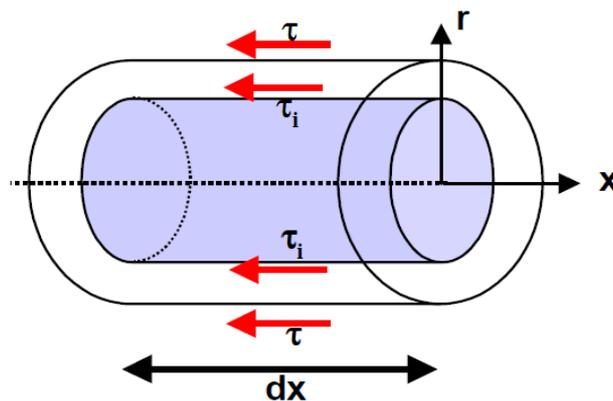


Figure II.6 Distributions des contraintes

II.2.2 Modèle de cisaillement (Shear – lag)

La théorie la plus couramment citée dans le transfert de contrainte dans les matériaux composites d'éléments discontinus est l'analyse de cisaillement (Shear – lag).

Classiquement, cet élément est considéré comme une fibre cylindrique discontinue noyée dans une matrice continue [57]. Les différences de contrainte longitudinale dans la matrice et des fibres adjacentes (matrice \gg fibre) se traduira par des contraintes de cisaillement à l'interface. La charge de traction est transmise aux fibres par un mécanisme de cisaillement entre les fibres et la matrice.

En négligeant le transfert de contrainte au niveau des sections d'extrémité de la fibre et de l'interaction entre les fibres voisines, on peut calculer la distribution de la contrainte normale par une analyse d'équilibre simple.

Considérant l'équilibre de la force sur la longueur infinitésimale, dx :

$$(\pi r^2)\sigma_f + (2\pi r dx)\tau = (\pi r^2)(\sigma_f + d\sigma_f) \quad (\text{II.1})$$

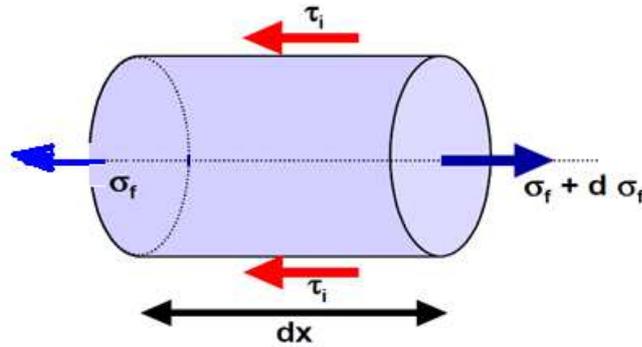


Figure II.7 Fibre courte et matrice sous traction

La réduction de cette relation, nous constatons que le changement dans la contrainte de la fibre avec la longueur est :

$$\frac{d\sigma_f}{dx} = \frac{2\tau}{r} \quad (\text{II.2})$$

Cette relation implique que la variation de la contrainte de la fibre est proportionnelle à la contrainte de cisaillement à l'interface entre la fibre et la matrice. La contrainte de la fibre à tout point le long de la fibre est obtenue en intégrant cette équation par rapport à x .

$$\sigma_f = \sigma_{fa} + \frac{2}{r} \int_0^x \tau dx \quad (\text{II.3})$$

La contrainte à l'extrémité de la fibre, σ_{fa} , est souvent négligeable et peut être négligé dans la formulation:

$$\sigma_f = \frac{2}{r} \int_0^x \tau dx \quad (\text{II.4})$$

Cette formulation nécessite la connaissance des contraintes de cisaillement le long de la longueur des fibres. Bien que ceux-ci soient rarement connus, une hypothèse fréquemment utilisée est que le matériau de la matrice est parfaitement rigide et parfaitement plastique. Dans ce cas, la contrainte de cisaillement se développerait instantanément à la fin de la fibre, pour atteindre un rendement maximal de la contrainte (τ_y).

Les contraintes normales dans la fibre peuvent être données comme:

$$\sigma_f = \frac{2\tau_y x}{r} \quad (\text{II.5})$$

La contrainte maximale normale dans la fibre se produit à mi-longueur ($x = l/2$):

$$\sigma_f^{\max} = \frac{\tau_y l}{r} \quad (\text{II.6})$$

En supposant la continuité de déformation entre fibre, matrice et composite (i.e. $\epsilon_f = \epsilon_m = \epsilon_c$), la contrainte maximale de la fibre peut être donnée:

$$\sigma_f^{\max} = \frac{E_f}{E_c} \sigma_c \quad (\text{II.7})$$

Étant donné que la contrainte normale dans la fibre change le long de la longueur, supposant que la longueur minimale (l_{\min}) de fibre existe pour transférer le maximum de contrainte. Cette longueur de fibre minimale peut être calculée en combinant les deux équations précédentes et en réarrangeant:

$$\frac{l_{\min}}{d} = \frac{\sigma_f^{\max}}{2\tau_y} = \frac{\left(\frac{E_f}{E_c}\right)\sigma_c}{2\tau_y} \quad (\text{II.8})$$

Si l'on considère que la contrainte maximale de la fibre peut être assimilée à celle nécessaire à la rupture de la fibre (σ_{fu}), alors nous pouvons imaginer que les extrémités de la fibre courte ne développeront jamais assez de contrainte de rupture. Ce concept conduit à la théorie selon laquelle une longueur de fibre critique (l_c) existe pour un renforcement efficace [57]:

$$\frac{l_c}{d} = \frac{\sigma_{fu}}{2\tau_y} \quad (\text{II.9})$$

Où σ_{fu} est la résistance ultime à la traction de la fibre, d est le diamètre de la fibre et τ est la résistance interfaciale au cisaillement entre la fibre et la matrice ou la résistance au cisaillement de la matrice, si elle est moindre. La longueur de fibre critique est définie comme étant la longueur minimale de fibre requise pour que la contrainte maximale de la fibre soit égale à la résistance ultime de la fibre à sa mi-longueur [58].

II.2.3 Longueur critique

Pour les fibres courtes alignées dont la longueur est inférieure à l_c , la contrainte maximale de la fibre n'est pas atteinte. Si les effets de contraintes internes entre les fibres adjacentes sont ignorés, la rupture de la fibre ne se produit pas [58]. Pour les fibres courtes alignées dont la longueur est supérieure à l_c , la rupture du composite sera principalement accompagnée de rupture de fibre.

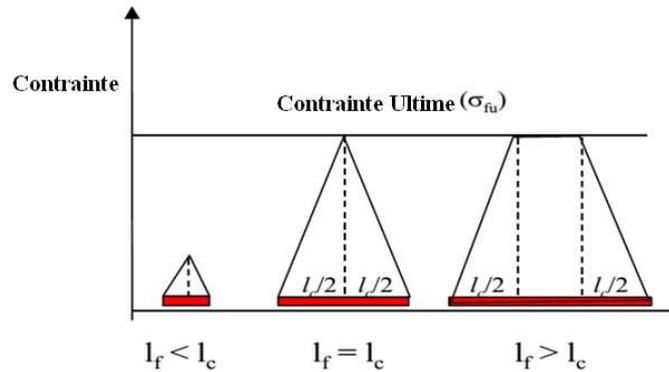


Figure II.8 Montre comment la contrainte varie sur la longueur d'une fibre (l_f) lorsque la fibre est plus courte que la longueur critique (l_c) et plus longue que la longueur critique

La contrainte est supposée augmenter linéairement à partir de l'extrémité de la fibre jusqu'à ce qu'elle atteigne la résistance ultime de la fibre à une distance de $\frac{1}{2} l_c$ de l'extrémité de la fibre. Il est impossible de mesurer la résistance de la fibre. Ainsi, toute la conception d'un composite à fibres courtes doit veiller à ce que sa fibre ait au moins l_{min} longue, parce que dans un tel système, la résistance du composite global sera maximale. Si les fibres sont plus courtes que cette longueur critique, la force composite ne serait pas à sa valeur maximale, ce qui ajoute du poids et le coût de la structure. Si l est très grand par rapport à l_{min} , le composite se comporte de plus en plus comme des fibres continues. La longueur critique l_c correspond donc à la longueur minimale pour que la fibre puisse être rompue.

II.2.4 Les contraintes dans la fibre

En supposant la contrainte σ_{fu} nulle aux extrémités de la fibre (en $x = -l$ et $x = l$), il est possible de résoudre l'équation :

$$\frac{d^2\sigma_f}{dx^2} = \frac{n^2}{a^2} (\sigma_f - E_f \varepsilon_1) \quad (\text{II.10})$$

On obtient les solutions suivantes:

a. Contrainte axiale dans la fibre

$$\sigma_f = E_f \varepsilon_1 \{1 - \cos h(nx/r) / \cos h(ns)\} \quad (\text{II.11})$$

b. Contrainte de cisaillement à l'interface

$$\tau_i = \frac{1}{2} n E_f \varepsilon_1 \sin h(nx/r) / \cos h(ns) \quad (\text{II.12})$$

Où $s = l/d$ est le rapport DE FORME de la fibre. Les profils de contrainte correspondant aux équations (II.11) et (II.12) sont représentés ci-dessous:

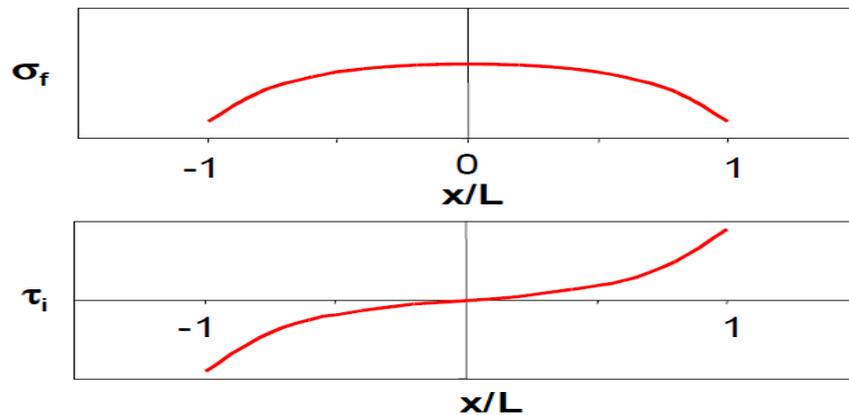


Figure II.9 *Modèle de Cox; Profils de contrainte dans la fibre σ_f et à l'interface τ_i*

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

Le modèle de Cox [56] montre que le transfert de charge conduit au développement de contraintes interfaciales de cisaillement dont l'amplitude est maximale aux extrémités de la fibre. Dans la réalité, ces concentrations de contraintes sont limitées par le seuil de plasticité de la matrice ou la mise en glissement de l'interface. Par ailleurs, l'approche élastique n'est plus valable dès lors que la contrainte de traction dans la matrice excède sa limite d'élasticité. Goh et Aspden [59] ont suggéré divers modèles. Dans la première étape, durant le chargement initial le transfert de la contrainte se produit à partir d'une matrice élastique par l'intermédiaire de l'interface à une fibre élastique; en seconde étape, la matrice continue à se déformer de côté adjacent de l'interface jusqu'au décollage de l'interface fibre-matrice qui engendre à son tour le glissement de la matrice sur la fibre

résultant de transfert de contraintes par frottement. Cependant la matrice se déforme plastiquement. Les fissures peuvent apparaissent dans la matrice à partir des extrémités des fibres décollées. Par conséquent en troisième étape la combinaison des deux premières étapes provoquant ainsi l'arrachement de fibres; en quatrième étape, on assiste à la fragmentation des fibres suite à la fissuration continue de la matrice due aux arrachements de fibres qui peuvent engendrer la rupture entière du matériau composite. Kelly et al [60] ont considérés que la contrainte interfaciale était constante aux extrémités de la fibre, dans la zone plastique. L'utilisation du modèle de Kelly peut être étendue aux composites à matrice élastique dans lesquels le renforcement s'effectue par glissement à l'interface. La déformation dans la fibre ne peut excéder la déformation du composite, ce qui signifie que la contrainte σ_f augmente linéairement (cf équation précédente) à partir de l'extrémité de la fibre.

II.2.5 Arrangement des fibres

II.2.5.1 Distance entre les extrémités des fibres

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.10. 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.11) [61].

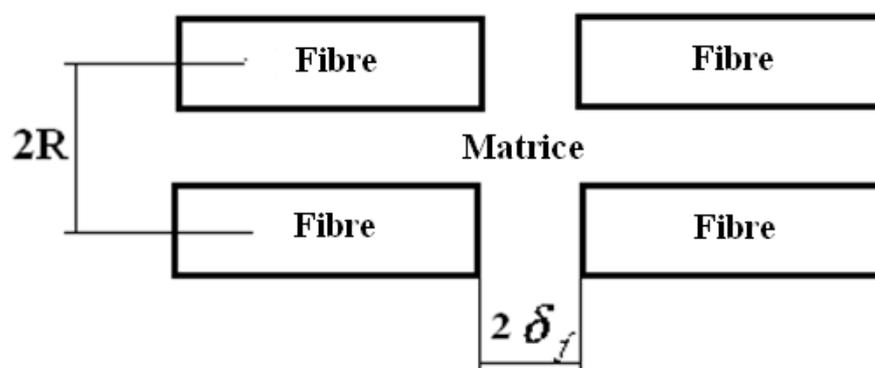


Figure II.10 Distance entre les extrémités des fibres

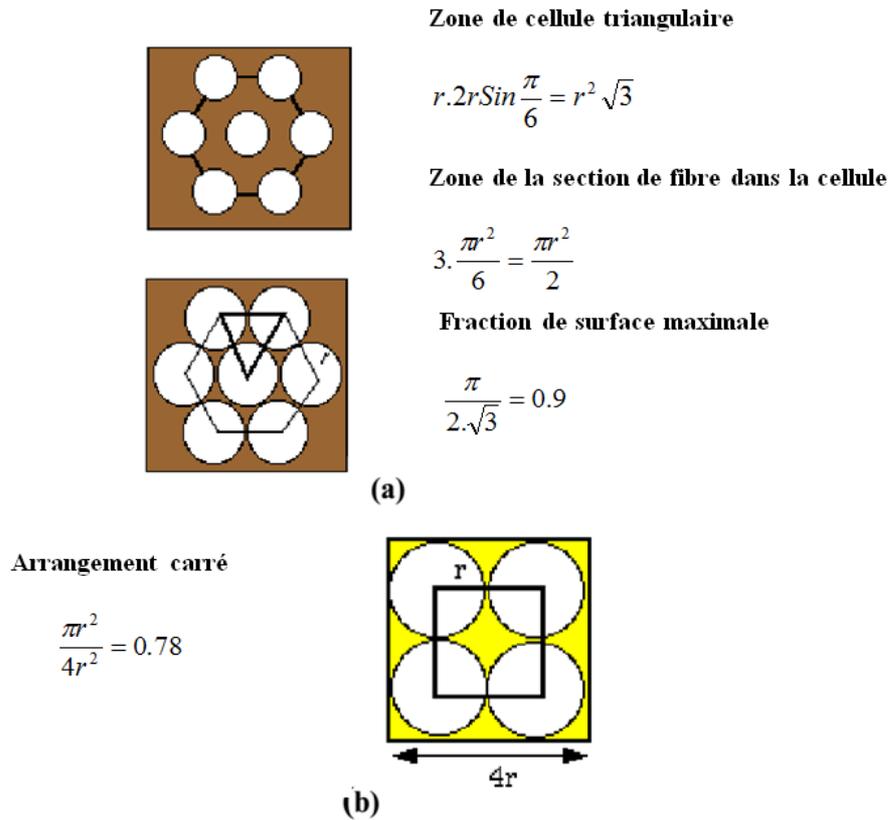


Figure II.11 Arrangement des fibres

Il existe deux modèles d'arrangement simples, un arrangement carré et un arrangement hexagonale avec renfort de section circulaire. D'après la Figure II.11 (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.2.5.2 Arrangement hexagonale

L'arrangement de fibres de ce type est représenté schématiquement sur la Figure II.14, supposons qu'il y a N fibres dans le composite. Considérons l'élément hexagonale (Figure II.11 (a)) et selon la définition de la fraction volumique de fibres d'un composite, dans ce cas la fraction volumique maximale de fibres est calculée comme suit :

$$V_{fmh} = \frac{V_{fiber}}{V_{total}} = \frac{3\pi r^2 l_f}{3\sqrt{3}/2 (2R_{min})^2 (l_f + 2\delta_f)} \tag{II.13}$$

$$V_{fmh} = \frac{\pi}{2\sqrt{3}} \left(\frac{r}{R_{\min}} \right)^2 \left(\frac{1}{1 + \frac{2\delta_f}{l_f}} \right) \quad (\text{II.14})$$

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

$$V_{fmh} = \frac{\pi}{2\sqrt{3}} \left(\frac{r}{R_{\min}} \right)^2 \quad (\text{II.15})$$

II.2.5.3 Arrangement carré

L'arrangement de fibre dans ce cas est montré dans la Figure II.11 (b), et nous avons en conséquence :

$$V_{fms} = \frac{V_{fiber}}{V_{total}} = \frac{\pi r^2 l_f}{(2R_{\min})^2 (l_f + 2\delta_f)} \quad (\text{II.16})$$

$$V_{fms} = \frac{\pi}{4} \left(\frac{r}{R_{\min}} \right)^2 \left(\frac{1}{1 + \frac{2\delta_f}{l_f}} \right) \quad (\text{II.17})$$

Pour le cas de fibre longue, il devient:

$$V_{fms} = \frac{\pi}{4} \left(\frac{r}{R_{\min}} \right)^2 \quad (\text{II.18})$$

En comparant les deux équations II.15 et II.18, la différence entre les fractions volumiques maximales de fibre de ces deux formes d'arrangement est donnée par:

$$\frac{V_{fms}}{V_{fmh}} = \frac{\sqrt{3}}{2} \quad (\text{II.19})$$

C'est-à-dire que la fraction volumique maximale possible pour l'arrangement carré est inférieure à celle de l'arrangement hexagonale. 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 [62].

La résistance dépend de la composition élémentaire de la fibre, ainsi que des conditions de traitement lors de sa fabrication et de son incorporation dans le composite. Plusieurs techniques expérimentales ont été développées pour mesurer la force interfaciale entre la matrice et la fibre, y compris le test de fragmentation de la fibre, le test de longueur de fibre en saillie et le test de micro-indentation, pour n'en nommer que quelques-uns. Cependant, un essai a révélé qu'il n'est pas possible de mesurer de manière fiable la force interfaciale ou la longueur de fibre critique. Ainsi, en approximation, en supposant qu'il y a une bonne adhérence entre la matrice et la fibre, et ainsi, la résistance au cisaillement limite de la matrice peut être utilisée. La résistance au cisaillement de la matrice est elle-même difficile à mesurer et très peu de données existent dans la littérature. En supposant une matrice isotrope, la résistance au cisaillement peut être estimée par le critère de Von Mises à partir de la résistance à la traction de la matrice non chargée [58]:

$$\tau_m = \sigma_m / \sqrt{3} \quad (\text{II.20})$$

II.2.6 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 [63]. 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 [64].

II.2.6.1 Approche expérimentale

Le moyen le plus fiable d'obtenir des données est la plupart du temps une expérience. Même si le coût de réalisation d'une expérience virtuelle et d'une expérience réelle n'est pas comparable, la nécessité de résultats expérimentaux est plus qu'évident, tout au moins au stade initial du développement du modèle numérique [65].

Les composites présentent une amélioration remarquable du module de traction (jusqu'à 161%) et une diminution de l'allongement à la rupture par rapport à la matrice non chargée.

Les observations au MEB ont mis en évidence certains phénomènes d'arrachement, indiquant une mauvaise adhérence interfaciale [66].

II.2.6.2 Approche numérique de calcul

Depuis 1970, il y a eu une course au développement de méthodes numériques capables de résoudre des équations qui décrivent le comportement des matériaux dans différentes conditions de charge. La méthode des éléments finis est une méthode bien établie et l'une des autres méthodes (méthode des volumes finis) utilisée pour l'analyse structurelle computationnelle. Par conséquent, une approche plus réaliste sur la microstructure du composite est activée et divers paramètres géométriques peuvent être évalués par une approche de calcul [65]. Les paragraphes suivants se concentreront sur des travaux scientifiques portant uniquement sur des modèles numériques pour composites à fibres courtes et plus spécifiquement sur la littérature considérant les microstructures ou les propriétés micromécaniques d'un matériau composite à fibres courtes.

a) Modèle de Hine (2002)

Pour la prédiction des propriétés élastiques et thermoélastiques des composites à fibres courtes alignés. Une approche numérique est présentée basée sur la méthode des éléments finis (MEF) et les propriétés thermoélastiques du modèle sont calculées en utilisant une méthode itérative, l'auteur a étudié le remplacement de la distribution de longueur dans la morphologie du composite avec une longueur de fibre mono-dispersée (uniforme) qui montrera le même module longitudinal. La distribution du module de Young longitudinal et transversal, ainsi que le coefficient de Poisson du module de cisaillement et le coefficient de dilatation thermique sont présentés en fonction de la fraction volumique.

b) Modèle de Lusti (2002)

Se concentre sur la deuxième variable de la microstructure qui est l'orientation des fibres. Les propriétés élastiques et thermo-élastiques des structures tridimensionnelles désalignées ont été calculées numériquement et comparées aux résultats expérimentaux et analytiques. Le paramètre de l'orientation a été échantillonné en échantillonnant la distribution mesurée.

c) Modèle de Pan (2008)

Il a étudié l'effet de l'orientation aléatoire des fibres sur les propriétés de rigidité macroscopique effective d'un composite fibreux orienté de manière aléatoire. Il souligne la difficulté de créer des modèles représentant la géométrie au niveau micro pour une fraction volumique élevée. La présente invention concerne un procédé de génération de réalisations fibreuses aléatoires tridimensionnelles basé sur l'algorithme RSA (Random Sequential Absorption). Un RSA modifié a été utilisé afin de surmonter le "problème de brouillage". Le problème de brouillage peut être décrit comme la différence entre les prédictions analytiques. Une microstructure périodique basée sur RSA a été analysée par MEF. Non chevauchante de composite aléatoire à fibres courtes. Deux cas différents du même matériau ont été étudiés.

II.2.6.3 Modèles théoriques du module élastique des composites à fibres courtes

a) Les limites théoriques de HILL - REUSS – VOIGT

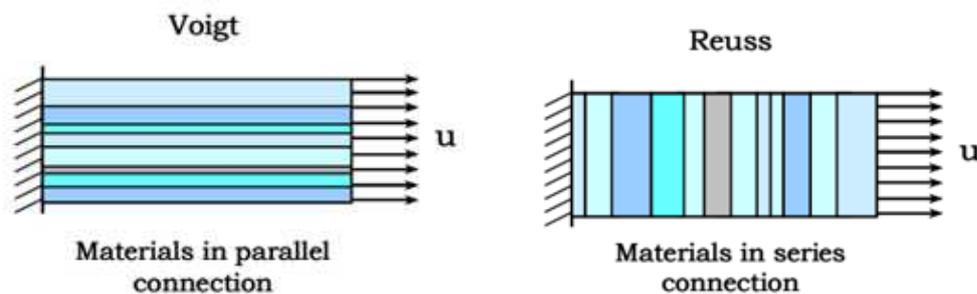


Figure II.12 Interprétation géométrique des limites théoriques de Voigt et Reuss

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) [67] 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.12). 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,

$$E = E_f V_f + E_m V_m \quad (\text{II.21})$$

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

$$E_c = \frac{E_m E_f}{E_m V_f + E_f V_m} \quad (\text{II.22})$$

b) Modèle de Hori et Onogi (1951)

$$E_c = (E_{11} E_{22})^{1/2} \quad (\text{II.23})$$

Pour les composites à fibres courtes, on peut utiliser $E_{11} = E_c$ du modèle Voigt et $E_{22} = E_c$ du modèle Reuss.

c) Modèle de Cox (1952)

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

$$E_c = \left(\frac{1}{5}\right)E_{11} + \left(\frac{4}{5}\right)E_{22} \quad (\text{II.24})$$

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.

d) Modèle de Hirsch (1962)

Il 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 [68]. Si l'angle entre la fibre et la direction de la force est égale à 90° , x aura une valeur égale à zéro.

$$E_c = x(E_f V_f + E_m V_m) + (1-x) \frac{E_f E_m}{E_f V_m + E_m V_f} \quad (\text{II.25})$$

e) 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.

$$E_c = E_m \left(\frac{1 + \zeta \eta V_f}{1 - \eta \phi V_f} \right) \quad (\text{II.26})$$

$$\text{Où } \eta = \frac{\frac{E_f}{E_m} - 1}{\frac{E_f}{E_m} + \zeta} ; \quad \zeta = K - 1 \text{ et } K = 1 + \frac{2l}{d} ; \quad \phi = 1 + \left(\frac{1 - \phi_{\max}}{\phi_{\max}^2} \right) V_m$$

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

$\phi_{\max} = 0.82$ 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 :

$$E_c = \left(\frac{3}{8} \right) E_{11} + \left(\frac{5}{8} \right) E_{22} \quad (\text{II.27})$$

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

$$E_c = \left(\frac{3}{8} \right) E_{c\text{Voigt}} + \left(\frac{5}{8} \right) E_{c\text{Reuss}} \quad (\text{II.28})$$

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.

f) 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 :

$$E_c = \frac{1}{U} (U_1^2 - U_2^2) \quad (\text{II.29})$$

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

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

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

$$E_c = \frac{[E_{11} + (4\nu_{12}^2 + 8\nu_{12} + 4)]E_{11} + (4\nu_{12}^2\nu_{12} + 1)K_{23} + 6(G_{12} + G_{23})}{3[2E_{11} + (8\nu_{12}^2 + 4\nu_{12} + 7)K_{23} + 2(G_{12} + G_{23})]} \quad (\text{II.30})$$

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) [63].

$$E_c^{2D} = E_f \frac{V_f}{\pi} + E_m \left(1 - \frac{V_f}{\pi}\right) \quad (\text{II.31})$$

$$E_c^{3D} = E_f \frac{V_f}{2\pi} + E_m \left(1 - \frac{V_f}{2\pi}\right) \quad (\text{II.32})$$

g) Modèle de Piggot (1980)

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

$$E_c = \left(\frac{1}{5}\right)V_f E_f + V_m E_m \quad (\text{II.33})$$

h) Modèle de Lavngood et Goettler (1987)

Ils 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:

$$E_c = \frac{24E_{11}E_{22}}{(7E_{22} + 17E_{11})} \quad (\text{II.34})$$

$$\text{Où } E_{11} = E_m + V_f (E_f - E_m)$$

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

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.

i) 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 [69].

La forme de base des relations est donnée comme:

$$\frac{E_i}{E_m} = \frac{1 + \eta_i \zeta_i V_f}{1 - \eta_i V_f} \quad (\text{II.37})$$

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

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, le module est approximé comme [57] :

$$E_c = \left(\frac{3}{8}\right)E_L + \left(\frac{5}{8}\right)E_T \quad (\text{II.35})$$

j) Modèle de Bowyer et Bader

La solution proposée par Bowyer et Bader repose sur plusieurs hypothèses, la plus pertinente étant que la déformation de toutes les phases est la même: $\epsilon_i^c = \epsilon^m = \epsilon^f$ (les déformations de la matrice, du renfort et du composite, respectivement) [70]. Les équations suivantes sont utilisées pour calculer le module dans le modèle de Bowyer et Bader modifié.

$$E_c = k_1 k_2 E_f V_f + E_m V_m \quad (\text{II.36})$$

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.

k) Modèle de Nicolais-Narkis

$$\frac{\sigma_c}{\sigma_m} = 1 - k V_f^{2/3} \quad (\text{II.37})$$

Où K est un paramètre qui dépend de l'adhérence fibre / matrice [68].

II.2.7 Modèles théoriques 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 de modèle. La plupart des modèles de résistance composite à fibres courtes ont été mis au point en modifiant la règle des mélanges [64].

a) Modèle de Hori et Onogi (1951)

Ils ont développé un modèle de force empirique

$$\sigma_c = (\sigma_l \sigma_t)^{1/2} \quad (\text{II.38})$$

Où les indices l et t désignent longitudinale et des directions transversales, respectivement. Dans cette étude, les deux résistances à la traction ont été obtenues comme

$$\sigma_l = \sigma_f V_f + E_m c_f V_m$$

$$\sigma_t = \frac{E_{22} \sigma_m}{E_m F} \sigma_f V_f + E_m c_f V_m$$

Où F est le facteur de concentration de contrainte pour orientation aléatoire des fibres courtes.

b) Modèle de Hirsch (1962)

$$\sigma_c = x(\sigma_f V_f + \sigma_m V_m) + (1-x) \frac{\sigma_f \sigma_m}{\sigma_f V_m + \sigma_m V_f} \quad (\text{II.39})$$

c) Modèle de Kelly et Tyson (1965)

Ils ont 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.

$$\sigma_c = \sigma_f V_f \left(1 - \frac{l_c}{2l}\right) + \sigma_m V_m \quad (\text{II.40})$$

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

d) Modèle de Riley (1968)

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

$$\sigma_c = \left(\frac{6}{7}\right) \frac{\sigma_f V_f}{l + \left(\frac{5l_c}{7l}\right)} + \sigma_m (1 - V_f) \quad (\text{II.41})$$

e) Modèle de Lie (1968)

Lie a supposé trois mécanismes de rupture selon le critère de contrainte maximum pour orientation au hasard des fibres courtes du matériau composite:

$$\sigma_c = \sigma_t \left(\frac{2\tau}{\pi} \left(1 + \frac{\sigma_t}{\sigma_m + \ln\left(\frac{\sigma_t \sigma_m}{\tau^2}\right)} \right) \right) \quad (\text{II.42})$$

f) 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:

$$\sigma_c = \sigma_f V_f F \left(\frac{l}{l_c} \right) + \sigma_f (1 - V_m) \quad (\text{II.43})$$

Où F est un facteur qui tient compte de l'effet de la longueur de la fibre. A des rapports d'aspect élevés $l \gg l_c$, il est raisonnable que les fibres agissent comme renforcement continu et F ($l \gg l_c$) devrait approcher sa valeur limite de 1.

g) Modèle de Hahn (1975)

Hahn a proposé un modèle de composite de fibres d'orientation aléatoires, de force égale à la moyenne des force hors axe des composites unidirectionnels.

$$\sigma_c = \sigma_t \left(\frac{4}{\pi} \right) \left(\frac{\sigma_l}{\sigma_t} \right)^{1/2} \quad (\text{II.44})$$

h) Modèle de Curtis et al. 1978

la règle des mélanges est modifié pour (Curtis et al., 1978)

$$\sigma_c = \sigma_f V_f F \left(\frac{l}{l_c} \right) C + \sigma_f (1 - V_m) \quad (\text{II.45})$$

Où le facteur d'orientation des fibres, C, a été déterminé par des expériences. Sur la base de leur travaux expérimentaux, C peuvent être égal à 0,36 pour $V_f = 10\%$ et $C = 0,43$ pour $V_f = 40\%$ respectivement. Pour un réseau de fibres aléatoire, Cox (1952), $C = 1/3$ et $C = 1/6$ en deux et trois dimensions, respectivement. Dans cette étude, C peut être dans l'intervalle de 0,37 à faible fractions de volume (10 et 20%) et 0,3 pour les fractions de volume riches en fibres.

i) Modèle de Piggot (1980)

Piggot a représenté à la fois l'effet plastique et élastique dans la matrice. Pour les composites ayant des fibres qui sont distribué au hasard en trois dimensions :

$$\sigma_c = \left(\frac{1}{5}\right)\sigma_f V_f + \sigma_m V_m \quad (\text{II.46})$$

j) Modèle Fukuda et Chou (1982)

Ils utilisés une approche probabiliste pour tenir compte des extrémités des fibres dans une zone de contrôle critique

$$\sigma_c = \sigma_f V_f P + \sigma_m (1 - V_f) \quad (\text{II.47})$$

Où p est un facteur qui compte beaucoup les probabilités de trouver les lacunes de fibres dans la zone de contrôle. Ce modèle est difficile a utilisé du fait de la difficulté à déterminer p.

II.3 Cas des particules

Dans l'analyse théorique, les particules sont supposés avoir des arrangements uniformes, chaque particule a une forme circulaire et le même diamètre. Comme pour les composites renforcés par des fibres courtes, les arrangements utilisés sont carré et hexagonale (illustré dans la Figure II.13). Pour le calcul de la fraction volumique dans ces deux arrangements en utilise les équations (Eq II.15 pour le l'hexagonale et Eq II.18 pour le carré).

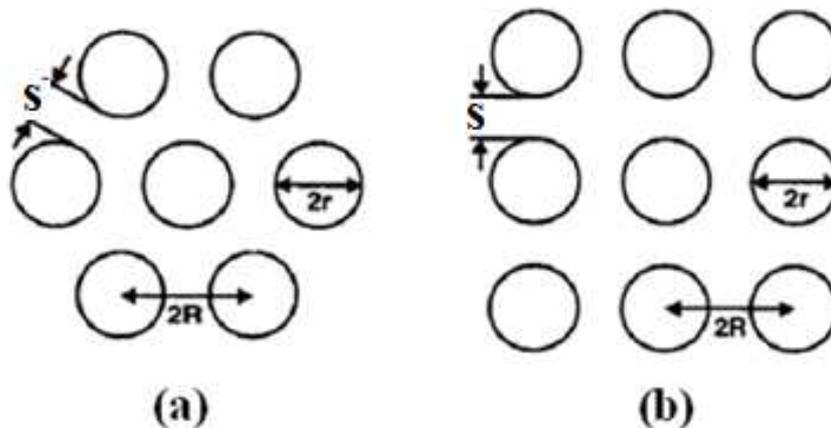


Figure II.13 Distance entre particules, (a) hexagonale et (b) carré

Réarrangé les équations Eq II.15 et Eq II.18 on aura la distance s entre les particules dans les deux arrangements idéales :

$$s = 2 \left[\left(\frac{\pi}{2\sqrt{3}V_f} \right)^{1/2} - 1 \right] r \quad (\text{Hexagonale}) \quad (\text{II.48})$$

$$s = 2 \left[\left(\frac{\pi}{4V_f} \right)^{1/2} - 1 \right] r \quad (\text{Carré}) \quad (\text{II.49})$$

Ces arrangements idéals sont généralement utilisés pour développer des modèles micromécaniques en raison de leur simplicité. Cependant, ils ne sont pas observés dans les composites réels sauf dans quelques régions localisées. Le mélange des arrangements dans une section transversale varie en fonction de la fraction volumique des particules et de l'espacement entre les particules adjacentes et peut être lié à la fraction volumique des particules empiriquement [71]:

$$s = 2 \left[(1.8 - 0.75V_f) V_f \right]^{-1/2} \quad (\text{II.50})$$

L'une des principales conséquences de la non-uniformité de l'arrangement est la difficulté d'obtenir des fractions volumiques supérieures à 0,7, ce qui est considéré comme la limite pratique pour les matériaux commerciaux.

Paluch [72] a suggéré que la manière la plus rationnelle d'analyser l'uniformité de l'arrangement est de déterminer les distributions du nombre de proches voisins (Nb), de la distance interparticulaire (Dr) et de l'angle entre deux particules (β). Ces quantités sont définies dans la Figure II.14. Dans cette méthode, la section est divisée en cellule.

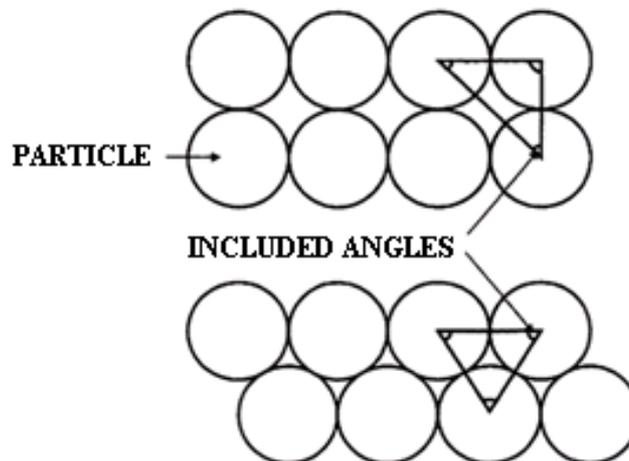


Figure II.14 Définition de included angle

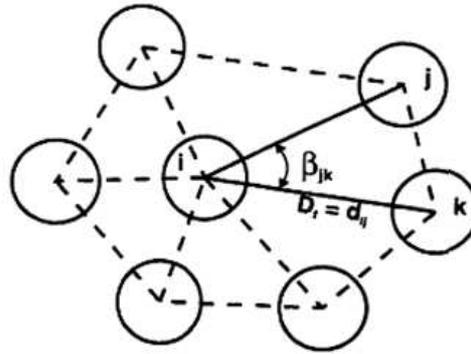


Figure II.15 Distance et l'angle entre deux particules

Chaque particule peut être jointe à ses plus proches voisins pour former un réseau de distances interparticulaires. La Figure II.15 montre le réseau triangulé associé préparé à partir de la même micrographie. Les distances interparticulaires (D_r) peuvent être déterminées. Depuis que deux particules ne peuvent pas s'interpénétrer, la valeur minimale de D_r est le diamètre de la particule.

Le développement d'équations micromécaniques pour les composites particulaires suit les mêmes lignes que celles pour les composites renforcés de fibres continues. Dans le cas de composites renforcés de particules, les particules de différentes formes et tailles sont dispersées uniformément dans le matériau liant et elles sont supposées être disposées selon un motif de réseau régulier comme un carré ou un hexagone [73].

Les hypothèses suivantes ont été faites dans la micromécanique actuelle des composites particulaires:

1. Le composite est composé de deux phases - particules et liant (matrice).
2. Chaque phase du composite peut être décrite par la mécanique continue. Par conséquent, les paramètres d'entrée sont les modules, les coefficients de Poisson, les coefficients de dilatation thermique et les conductivités thermiques des phases individuelles.
3. La micromécanique est caractérisée par des valeurs moyennes de propriétés du composites et des contraintes moyennes des constituants sur une certaine région.
4. L'interface entre la particule et le liant a été supposée être une liaison parfaite.
5. Les propriétés des phases individuelles sont supposées isotropes [5].

Les propriétés mécaniques d'une matrice thermoplastique renforcée de particules dépendent de facteurs tels que la fraction volumique, la forme des particules et la

distribution spatiale au sein de la matrice [74], les propriétés de la matrice influent aussi sur le comportement du composite [75]. Bien qu'il s'agisse d'un problème très complexe, différentes méthodes ont été proposées pour estimer les modules élastiques efficaces du composite.

II.3.1 Théories du module élastique

Le module élastique d'un composite à particules renforçant une matrice polymère est généralement déterminé par les propriétés élastiques de ses composants (particules et matrice), la charge et le rapport d'aspect.

a) Modèle de Hashin et Shtrikman

Ils ont proposés les limites supérieure et inférieure pour un agrégat isotrope basé sur les principes variationnels de l'élasticité linéaire :

$$K^{upper} = K_R + (1-f) \left[\frac{1}{K_M - K_R} + \frac{3f}{3K_R + 4\mu_R} \right]^{-1} \quad (\text{II.51})$$

$$K^{lower} = K_M + f \left[\frac{1}{K_R - K_M} + \frac{3(1-f)}{3K_M + 4\mu_M} \right]^{-1} \quad (\text{II.52})$$

$$\mu^{upper} = \mu_R + (1-f) \left[\frac{1}{\mu_M - \mu_R} + \frac{6f(K_R + 2\mu_R)}{5\mu_R(3K_R + 4\mu_R)} \right]^{-1} \quad (\text{II.53})$$

$$\mu^{lower} = \mu_M + f \left[\frac{1}{\mu_R - \mu_M} + \frac{6(1-f)(K_M + 2\mu_M)}{5\mu_M(3K_M + 4\mu_M)} \right]^{-1} \quad (\text{II.54})$$

Où K et μ sont les modules de masse et de cisaillement, respectivement, et f est la fraction volumique des particules de renforcement. Les indices supérieurs, inférieurs, M et R font respectivement référence aux estimations des bornes supérieure et inférieure et à la matrice et au renforcement. Étant donné les modules de la matrice et du renfort, les bornes globales du module d'Young sont alors obtenues par les équations précédentes et la relation suivante entre E , K et μ :

$$E = \frac{9K}{1 + 3\left(\frac{K}{\mu}\right)} \quad (\text{II.55})$$

Mura a fourni des estimations des concentrations finies de renforts. En considérant la géométrie du renfort comme étant sphérique, les expressions pour les modules effectifs sont :

$$\mu = \mu_M \left[\frac{1 + f(\mu_M - \mu_R)}{\mu_M + 2(\mu_R - \mu_M) \frac{4 - 5\nu_M}{15(1 - \nu_M)}} \right]^{-1} \quad (\text{II.56})$$

$$K = K_M \left[\frac{1 + f(K_M - K_R)}{K_M + \frac{1}{3}(K_R - K_M) \frac{1 + \nu_M}{1 - \nu_M}} \right]^{-1} \quad (\text{II.57})$$

Où ν est le coefficient de Poisson. Le module de Young du composite est ensuite obtenu à partir de l'équation (II.55). Les résultats basés sur cette approche ne sont valables que pour des fractions volumiques relativement petites (inférieures à environ 0,25) de particules de renforcement [75].

b) Modèle de Kroner and Budiansky

Le module de Young efficace des composites à renforts sphériques, avec une fraction volumique importante (supérieure à 0,5), peut être prédite par une méthode auto-cohérente. Cette méthode est également basée sur le modèle d'inclusion équivalent d'Eshelby, mais suppose que les modules du milieu infini sont égaux aux modules globaux du composite. Pour les inclusions sphériques, la relation est donnée par :

$$\mu = \mu_M + \frac{f\mu(\mu_R - \mu_M)}{\mu + 2(\mu_R - \mu)(4 - 5\nu)(15(1 - \nu))^{-1}} \quad (\text{II.58})$$

$$K = K_M + \frac{fK(K_R - K_M)}{K + \frac{1}{3}(K_R - K)(1 + \nu)(1 - \nu)^{-1}} \quad (\text{II.59})$$

Le module normal du composite particulaire est donné par :

$$E = \frac{\nu_f^{0.67} E_m}{1 - \nu_f^{0.33} \left(1 - \frac{E_b}{E_p} \right)} + (1 - \nu_f^{0.67}) E_m \quad (\text{II.60})$$

c) Modèle de module de Young équivalent

$$E_{eq} = \frac{2E_1E_2}{E_1 + E_2} \quad (\text{II.61})$$

Avec

E_1 : module de Young de la particule

E_2 : Module de Young de la matrice [76].

d) Modèle de loi de mixture

En première approximation, la limite supérieure du module élastique dans un composite E_c peut être estimée à l'aide de la loi de mixture simple exprimée :

$$E_c = V_m E_m + \sum E_p V_p \quad (\text{II.62})$$

Où V_m , E_m , V_p et E_p sont respectivement la fraction volumique et le module élastique de la matrice et de renfort.

Pour les systèmes à deux composants, la limite inférieure du module élastique est approchée comme :

$$E_c = \frac{E_m E_p}{V_p E_m + V_m E_p} \quad (\text{II.63})$$

Où les indices m et p indiquent la matrice et la phase de renforcement (les particules), respectivement [77].

e) Modèle d'Einstein

Sur la base de l'hypothèse que les particules sont rigides, pour prédire le module d'Young du composite à particule, l'équation (II.68) est utilisée :

$$\frac{E_c}{E_m} = 1 + 2.5V_p \quad (\text{II.64})$$

Cette équation n'est valable qu'à de faibles concentrations de particule et suppose une adhésion parfaite entre le renfort et la matrice [78].

f) Modèle de Guth

Guth [79] a ajouté un terme d'interaction de particules dans l'équation d'Einstein qui devient :

$$\frac{E_c}{E_m} = 1 + 2.5V_p + 14.1V_p^2 \quad (\text{II.65})$$

Où le terme linéaire est l'effet de rigidité des particules individuelles et le deuxième terme de puissance est la contribution de l'interaction des particules.

g) Modèle de Halpin and Tsai

Ils ont constaté que le module des polymères particulaires peut être prédit par la relation semi-empirique [80]

$$\frac{E_c}{E_m} = \frac{1 + A_1 B_1 V_p}{1 - B_1 V_p} \quad (\text{II.66})$$

Où A_1 et B_1 sont des constantes pour un composite donné. A_1 est fonction de la forme des particules et du coefficient de poisson de la matrice, B_1 est lié au module de la particule (E_p) et de la matrice (E_m).

$$B = \frac{(E_p/E_m - 1)}{(E_p/E_m + A)}$$

Avec : $A = 2l/d$

h) Modèle de Kerner

Kerner a élaborée une équation pour estimer le module du composite qui contient des particules de forme sphériques dans la matrice

$$\frac{E_c}{E_m} = 1 + \frac{V_p}{(1 - V_p)} \times \frac{15(1 - \nu_m)}{(8 - 10\nu_m)} \quad (\text{II.67})$$

e) Modèle de Mooney

Mooney a apporté une autre modification à l'équation d'Einstein comme suit:

$$\frac{E_c}{E_m} = \exp\left(\frac{2.5V_p}{1-sV_p}\right) \quad (\text{II.68})$$

Où s est un facteur d'encombrement pour le rapport du volume apparent occupé par la particule à son propre volume réel, et sa valeur se situe entre 1 et 2.

Pour les particules non sphériques, l'équation de Mooney est encore modifiée comme suit :

$$\frac{E_c}{E_m} = \exp\left(\frac{2.5V_p + 0.407(P-1)^{1.508}V_p}{1-sV_p}\right) \quad (\text{II.69})$$

Où P est le rapport d'aspect de la particule avec $1 \leq P \leq 15$

i) Modèle de Counto

Counto a suggéré l'équation suivante pour estimer le module de Young en supposant une liaison parfaite entre la charge et la matrice:

$$\frac{1}{E_c} = \frac{1-V_p^{1/2}}{E_m} + \frac{1}{\left(1-V_p^{1/2}\right) \left(V_p^{1/2}E_m + E_p\right)} \quad (\text{II.70})$$

Ce modèle prédit des modules en bon accord avec une large gamme de test.

j) Modèle de Ishai and Cohen

Ils ont supposé que les deux constituants sont dans un état de contrainte macroscopiquement homogène et que l'adhérence est parfaite à l'interface d'une inclusion cubique dans une matrice cubique. Lorsqu'une contrainte uniforme est appliquée sur la limite, le module élastique du composite a particule est donné par:

$$\frac{E_c}{E_m} = 1 + \frac{1+(\delta-1)V_p^{2/3}}{1+(\delta-1)\left(V_p^{2/3} - V_p\right)} \quad (\text{II.71})$$

Ce qui est une solution de limite supérieure. En utilisant le même modèle, avec une déformation uniforme appliquée à la limite, la solution de la borne inférieure est obtenue:

$$\frac{E_c}{E_m} = 1 + \frac{V_p}{\delta / ((\delta - 1) - V_p^{1/3})} \quad (\text{II.72})$$

Où $\delta = \frac{E_p}{E_m}$.

k) Modèle de Verbeek

Verbeek a fourni un autre modèle pour évaluer le module du composite par l'équation suivante:

$$E_c = \chi_p E_p V_p + E_m (1 - V_p) \quad (\text{II.73})$$

Où $\chi_p = 1 - \frac{\tanh(V_{p \max})}{V_{p \max}}$

Le modèle suppose une adhésion parfaite entre les phases et que la contrainte est transférée via un mécanisme de cisaillement [78].

II.3.2 Modèles pour la résistance des composites à particules

La résistance d'un matériau est définie comme la contrainte maximale que le matériau peut supporter sous une charge de traction uniaxiale. Pour les composites micro et nanoparticules, cela repose sur l'efficacité du transfert de contraintes entre la matrice et les charges. Des facteurs tels que la taille des particules, la force interfaciale particule / matrice et la charge de particules qui affectent de manière significative la force composite sont discutés ci-dessous.

Dans ce qui suit, nous résumons certains modèles et équations semi-empiriques disponibles car ils sont simples et faciles à utiliser dans la pratique et peuvent donner des prédictions correctes pour les cas appropriés.

En supposant que la contrainte ne peut pas être transférée de la matrice à la particule et que la résistance du composite polymère chargé de particules est déterminée à partir de la section efficace de la matrice porteuse en l'absence de particules, une expression très simple pour la résistance du composite est donné par:

$$\sigma_c = \sigma_m (1 - V_p) \quad (\text{II.74})$$

Où σ_c et σ_m sont la résistance du composite et la résistance de la matrice, et V_p est la fraction volumique des particules. L'Eq (II.74) a été proposé pour les particules avec une mauvaise adhesion. Cette équation indique que la résistance d'un composite particulaire diminue linéairement avec l'augmentation de la charge des particules.

Une modification de l'Eq (II.74) est ainsi obtenue en remplaçant la fraction volumique de particules par une fonction de loi de puissance de la fraction volumique comme :

$$\sigma_c = \sigma_m (1 - aV_p^b) \quad (\text{II.75})$$

Où a et b sont des constantes en fonction de la forme et de la disposition des particules dans le composite.

a) Modèle de Nielsens

Pour les particules cubiques incorporées dans une matrice cubique et pour les particules mal liées, l'équation de prédiction de la résistance est :

$$\sigma_c = \sigma_m \left(1 - V_p^{2/3}\right) Q \quad (\text{II.76})$$

Où le paramètre Q explique les faiblesses de la structure causées par les discontinuités dans le transfert de contraintes et la génération de concentration de contraintes à l'interface particule/polymère.

b) Modèle de Nicolais et Narkis[

Sur la base de l'hypothèse qu'il n'y a pas d'adhérence entre la particule et le polymère, la charge n'est supportée que par le polymère [81] :

$$\sigma_c = \sigma_m \left(1 - 1.2V_p^{2/3}\right) \quad (\text{II.77})$$

c) Modèle de Jancar

La concentration de contrainte dépend de la fraction volumique des particules et présente une forme modifiée :

$$\sigma_c = \sigma_m \left(1 - 1.2V_p^{2/3}\right) S_r \quad (\text{II.78})$$

Où S_r est un facteur de réduction de la résistance et varie dans la plage de 1 à 2 pour la fraction de volume faible et élevée, respectivement.

d) Modèle de Leidner et Woodhams

Considéré les contributions du frottement particule/matrice et de la pression résiduelle à la résistance du composite et a donné une équation modifiée :

$$\sigma_c = \sigma 0.83 p f V_p + k \sigma_m (1 - V_p) \quad (\text{II.79})$$

Où p est la pression, f est le coefficient de frottement et k est le changement relatif de la résistance de la matrice en raison de la présence des particules.

e) Modèle de Piggott et Leidner

Ils ont fait valoir que l'hypothèse d'une distribution uniforme des particules dans la plupart des modèles était peu probable dans la pratique et ont ensuite proposé une équation empirique :

$$\sigma_c = g \sigma_m - \alpha V_p \quad (\text{II.80})$$

Où α est le coefficient de l'adhésion particule/matrice, et g est une constante.

f) Modèle de Pukanszky

A donné une relation empirique :

$$\sigma_c = \left[\frac{1 - V_p}{1 + 2.5 V_p} \sigma_m \right] \exp(B V_p) \quad (\text{II.81})$$

Où B est une constante empirique, qui dépend de la surface spécifique des particules, de la densité des particules et de l'énergie de liaison interfaciale.

$B = 0$ pour une mauvaise liaison interfaciale.

$B = 3.49$ à 3.87 lorsque l'adhérence est améliorée par le traitement.

g) Modèle de Hojo

Hojo a constaté que la résistance de l'époxyde rempli de silice augmentait la taille moyenne des particules d_p en fonction de la relation :

$$\sigma_c = \sigma_m + k_p (V_p) d_p^{-1/2} \quad (\text{II.82})$$

Où $k_p(V_p)$ est une constante étant fonction de la charge de particules.

e) Modèle de Young et Beaumont

Ils ont également proposé une relation entre la force et la distance interparticulaire moyenne D_s :

$$\sigma_c = \sigma_m + \left(\frac{S}{D_s} \right) \quad (\text{II.83})$$

D_s peut être exprimé comme $D_s = \frac{2d_p(1-V_p)}{3V_p}$

Où S est une constante qui dépende de l'adhésion interfaciale et varie de 9.8×10^{-4} à 1.74×10^{-3} MPa m.

II.4 Conclusion

Tous les modèles présentés sont des approximations, plus ou moins réalistes et plus ou moins simples, reposant à la fois sur l'expérience et la théorie. Ils ne prennent pas en compte la nature de l'adhésion entre la fibre et la matrice. Le modèle variationnelles montre les limites supérieur et inférieur de Voigt et Reuss respectivement. Il permet de comprendre que les formules de la théorie classique sont toujours des prédictions par défaut.

Dans les modèles de Voigt et Reuss, seules les hypothèses sur les déformations et les contraintes ont été faites. Aucune hypothèse n'est faite sur la morphologie du matériau. Les modèles basés sur des approches micromécaniques tentent de décrire le comportement mécanique macroscopique d'un matériau hétérogène à partir du comportement mécanique de ses constituants et de leur distribution. Le processus d'homogénéisation consiste donc à remplacer le matériau hétérogène par un matériau homogène équivalent. Les mécanismes de déformation locaux, les interactions mécaniques entre les constituants sont ainsi mieux pris en compte, améliorant la réponse macroscopique du modèle.

Chapitre III

Modélisation d'un composite renforcé par des fibres courtes

III.1 Introduction

Dans ce chapitre notre étude est portée sur un matériau composite à matrice thermoplastique. Les composites à matrice organique, qui ne peuvent être utilisés que dans les cas où les températures ne dépassant pas les 200 et 300°C, d'où la nécessité de les renforcer par des fibres courtes. A cet effet, le modèle multi renforts (fibres courtes) a été analysé sous une charge de traction.

III.2 Matériau étudié

Le matériau étudié est un composite constitué de polyamide 66 (PA66) chargé de renfort 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 courtes. Ce composite, en raison de son excellente résistance à l'huile, trouve par exemple des applications sous le capot des voitures.

III.2.1 Les renforts de verre

L'excellent rapport qualité/prix des renforts 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 [82]. Actuellement, les fibres de verre sont commercialisées avec des diamètres variant entre 4 et 25 µm [83]. Elles sont en général fabriquées à partir de la fusion et de l'extrusion de silice associée à divers oxyde (alumine, alcalins, alcalinoterreux).

- verre E : le plus courant, il possède de bonnes propriétés diélectriques.
- verre D : il est destiné aux applications de construction ou électronique, en raison des ses propriétés diélectriques supérieures aux autres fibres de verre.

- verre C : il est très résistant chimiquement et est principalement utilisé pour les applications anticorrosion.
- verre R ou S : il est destiné pour les applications haute performance du fait de sa résistance en traction et son module d'élasticité supérieurs aux autres fibres de verre [84].

Le verre de type E est employé pour les renforts de verre constituant le renfort du matériau composite faisant l'objet de notre travail.

* Les propriétés mécaniques

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. Le tableau III.1 donne les valeurs usuelles de ces grandeurs.

Tableau III.1 Caractéristiques mécaniques des verres types E, A, R ou S et D mesurées sur filament vierge [84]

Caractéristiques	Verre E	Verre A	Verre R ou S	Verre D
Masse volumique (kg/m ³)	2540	2460	2550	2160
Module d'Young (MPa)	72000	71000	86000	55000
Contrainte à la rupture (MPa)	3500	3100	4500	2500
Allongement à la rupture (%)	4.4	-	5.2	-

Aussi il est intéressant de noter que les renforts de verre conservent leurs caractéristiques mécaniques jusqu'à des températures assez élevées avoisinant les 200°C pour les verres R, ce qui explique leur bonne adaptation au renforcement des résines à tenue thermique élevée [84].

III.2.2 La matrice polyamide

Les polyamides présentent de bonnes propriétés mécaniques. Ils ont également un bon comportement thermique jusqu'à leur température de fusion (respectivement 215 °C et 175°C pour le PA66 et le PA12) et une bonne résistance aux hydrocarbures et aux solvants. En revanche, ce sont des composés très sensibles à l'humidité (respectivement 9,5% et 1,4 % de reprise hydrique pour le PA66 ET LE PA12 et ce pour la température 23°C et 50%

d'humidité). L'eau absorbée peut alors provoquer un gonflement, une chute de la température de transition vitreuse et une plastification de la résine, entraînant ainsi une perte des propriétés mécaniques [83].

Quelques caractéristiques du PA66 sont données dans le tableau III.2 :

Tableau III.2 Propriétés du PA66 [83].

Propriétés du PA66	
Densité	1.13 – 1.15 g/cm ³
Température de fusion	218 - 220°C
Module élastique	3200 Mpa
Limite d'élasticité	90 Mpa
Déformation à la rupture	23%
Coefficient de dilatation	90x10 ⁻⁶ °C
Température de mise en forme	260-325°C

III.3 Modélisation par élément finis

Le logiciel CASTEM [85] 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 axisymétrique constitué de deux fibres et d'une matrice environnante a été considéré comme il est représenté sur la Figure III.1. Le composite est soumis à une contrainte de traction uniforme.

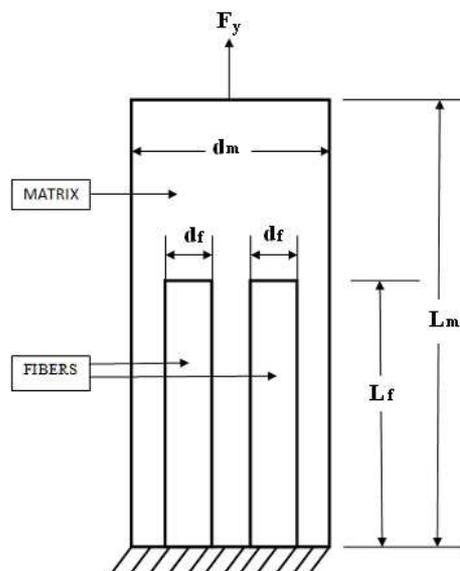


Figure III.1 Modèle par éléments finis pour un composite renforcé par des fibres courtes

III.3.1 Propriété du composite

Chaque élément aura une propriété isotrope et sera positionné en correspondance avec l'axe des fibres. Comme le modèle est petit un maillage fin a été utilisé [86]. Toutes les fibres ont la même longueur l_f et le même rayon r_f [87].

l_f, r_f : longueur et rayon de la fibre.

l_m, r_m : longueur et rayon de la cellule.

Les dimensions de la fibre ont été prises du tableau III.3 et tableau III.4, ($l_f = 244 \mu m$; $r_f = 4.75 \mu m$) [88], pour déterminer éventuellement le diamètre moyen et la longueur.

Tableau III.3 Statistiques de diamètre de fibre pour chaque matériau [88].

Matériau	MIN (μm)	MAX (μm)	MEAN (μm)	déviatiion Standard
PBT	8.0	18.2	12.6	1.8
PA	6.1	14.0	9.5	1.2
PC	6.6	18.3	12.3	1.7

Tableau III.4 Résistance de la matrice, résistance au cisaillement et longueur critique de la fibre [88].

Matériau	σ_m (MPa)	τ_m (MPa)	l_c (μm)
PBT	53.0	30.6	494
PA	6.6	46.9	244
PC	61.5	35.5	415

$$l_m = \frac{l_f^3}{4 \times r_m^2 \times a_f^2 \times V_f} \quad (\text{III.1})$$

$$a_f = \frac{l_f}{d_f}$$

$$l_m = \frac{l_f \times d_f^2}{4 \times r_m^2 \times V_f}$$

En utilisant l'équation III.1 [89], on calcule la longueur l_m dans les deux arrangements (carré et hexagonale) en fonction de la fraction volumique. Du fait de l'axisymétrie, l'échantillon peut être considéré comme un corps élastique 2D. Les paramètres suivants sont utilisés dans tous les calculs [88]:

1. Fibres de verre : module de Young $E_f = 64 \text{ GPa}$, Coefficient de Poisson $\nu_f = 0,2$ et densité $\rho_f = 2,54 \text{ g / cc}$.
2. La matrice est en polyamide 66 avec un module de Young $E_m = 3 \text{ GPa}$. Coefficient de Poisson $\nu_m = 0,35$ et densité de $\rho_m = 1,14 \text{ g / cc}$.

III.3.2 Conditions aux limites

Les conditions aux limites représentant l'application d'une charge de traction à un composite renforcé par des fibres courtes sont : à $Y = 0$, $U_y = 0$, la matrice et la fibre ont un mouvement nul dans la direction Y (Figure III.1). Ici l'axe Y est dans la direction de l'interface de longueur de la fibre et de la matrice et le modèle est axisymétrique. Nous avons appliqué une contrainte $F_y = 5.65e-8 \text{ N}/\mu\text{m}^2$ à la face d'extrémité de la matrice, soit $y = l_m$ [89].

III.4 Résultats et discussion

III.4.1 Répartition uniforme des fibres dans la matrice

Le composite multifibre est représenté sur la Figure III.2. Les contraintes de Von Mises montrent une concentration de contrainte élevée dans les extrémités des fibres. Le composite verre-polyamide 66 présente un niveau de contrainte concentré qui n'est pas uniforme dans les deux constituants et la différence entre la contrainte dans la fibre et celle de la matrice entourant est très élevé. Cela peut entraîner une rupture interfaciale à faible contrainte. Dans la Figure III.3, la distance R entre les fibres diminue lorsque la fraction volumique augmente. Pour une fraction volumique de fibres plus élevée, l'espacement devient très petit.

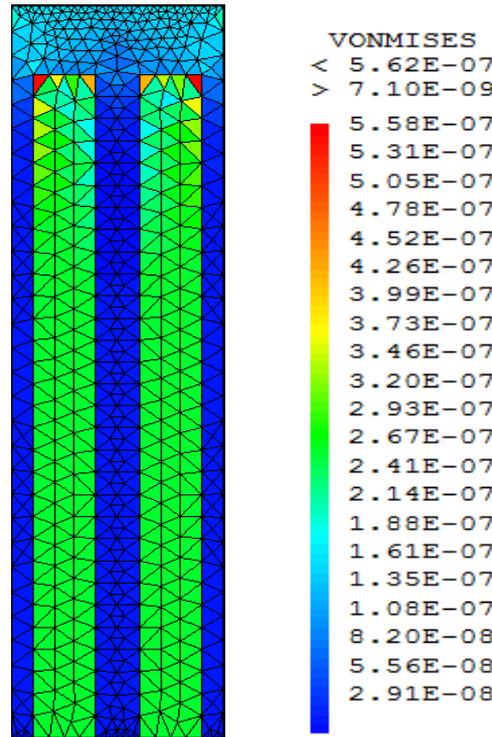


Figure III.2 Contrainte Von Misses à 30% de fraction volumique dans un modèle multi fiber (Arrangement Hexagonale)

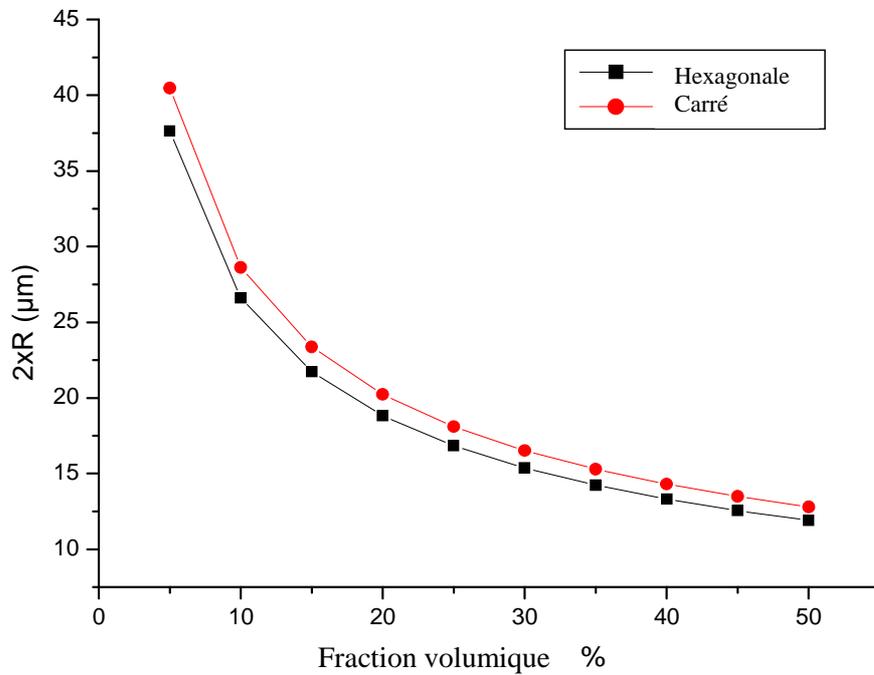


Figure III.3 Evolution de la distance R entre les fibres en fonction de la fraction volumique

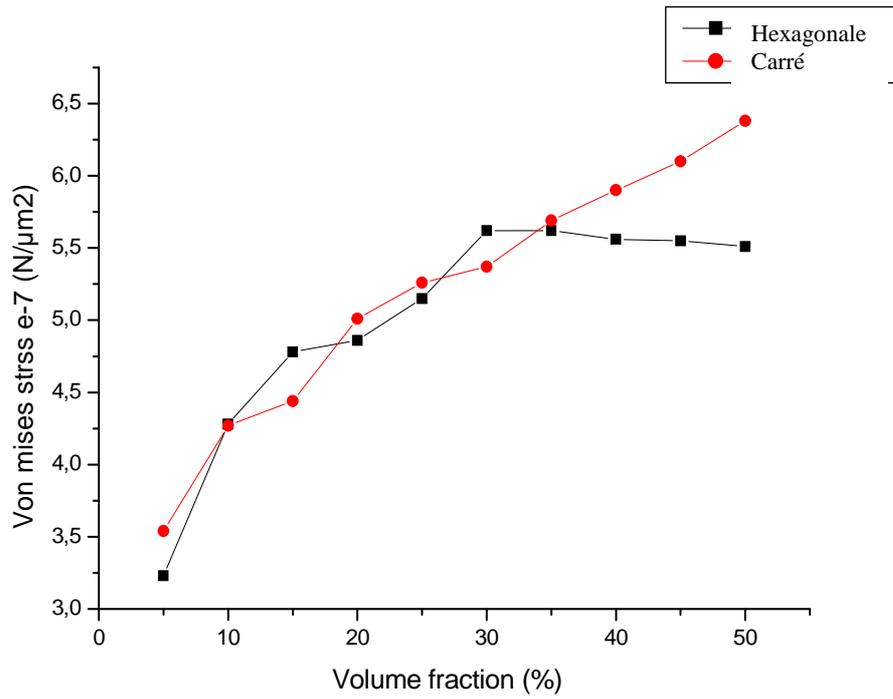


Figure III.4 Evolution des contraintes Von Mises en fonction de la fraction volumique

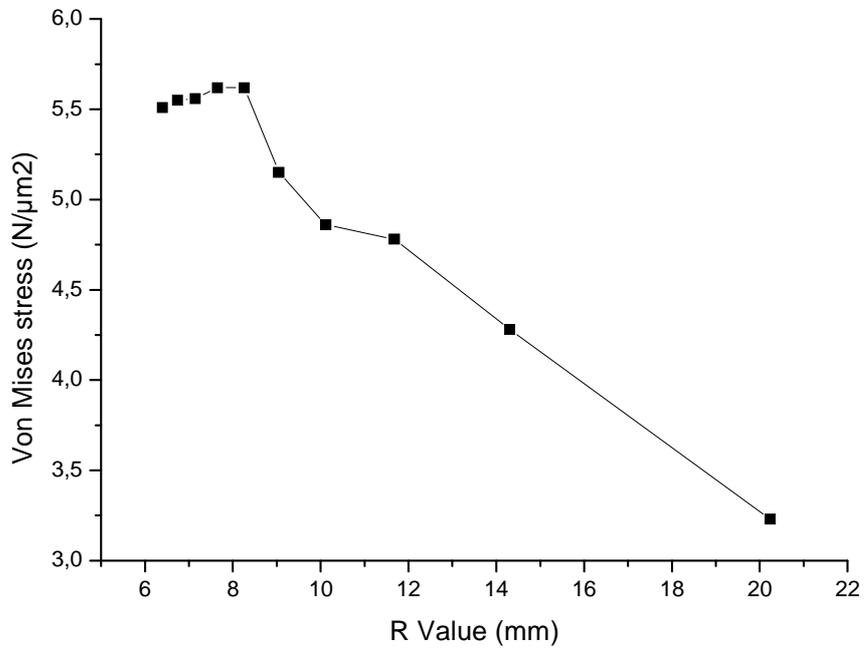


Figure III.5 Evolution des contraintes Von Mises en fonction de la distance R (Hexagonale)

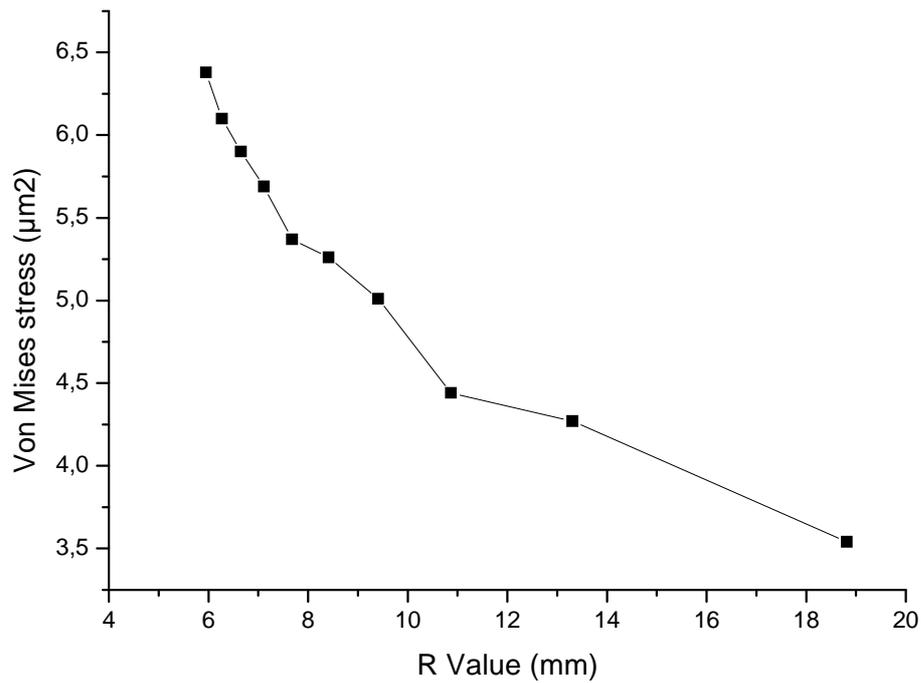


Figure III.6 Evolution des contraintes Von Mises en fonction de la distance R (Arrangement carré)

Lorsque la fraction volumique augmente, les contraintes augmentent aussi (Figure III.4). Pour des fractions volumique de fibres supérieures à 0,3 (dans le composite), les contraintes de Von Mises augmente linéairement dans l'arrangement carré, comme dans l'arrangement hexagonale. Les contraintes Von Mises diminuent linéairement avec l'espacement des fibres R (Figure III.5, III.6), l'allure des deux courbes est différente à cause du type d'arrangement des fibres.

III.4.2 Répartition non uniforme des fibres dans la matrice

L'analyse précédente a été menée pour calculer les contraintes de Von mises dans un composite renforcé par des fibres courtes (carré et hexagonale) avec une distribution uniforme des fibres. Dans ce qui suit, nous allons fixer une fibre et varier la distance entre ces deux fibres à une fraction volumique constante (dans notre cas on a prit $V_f = 30\%$).

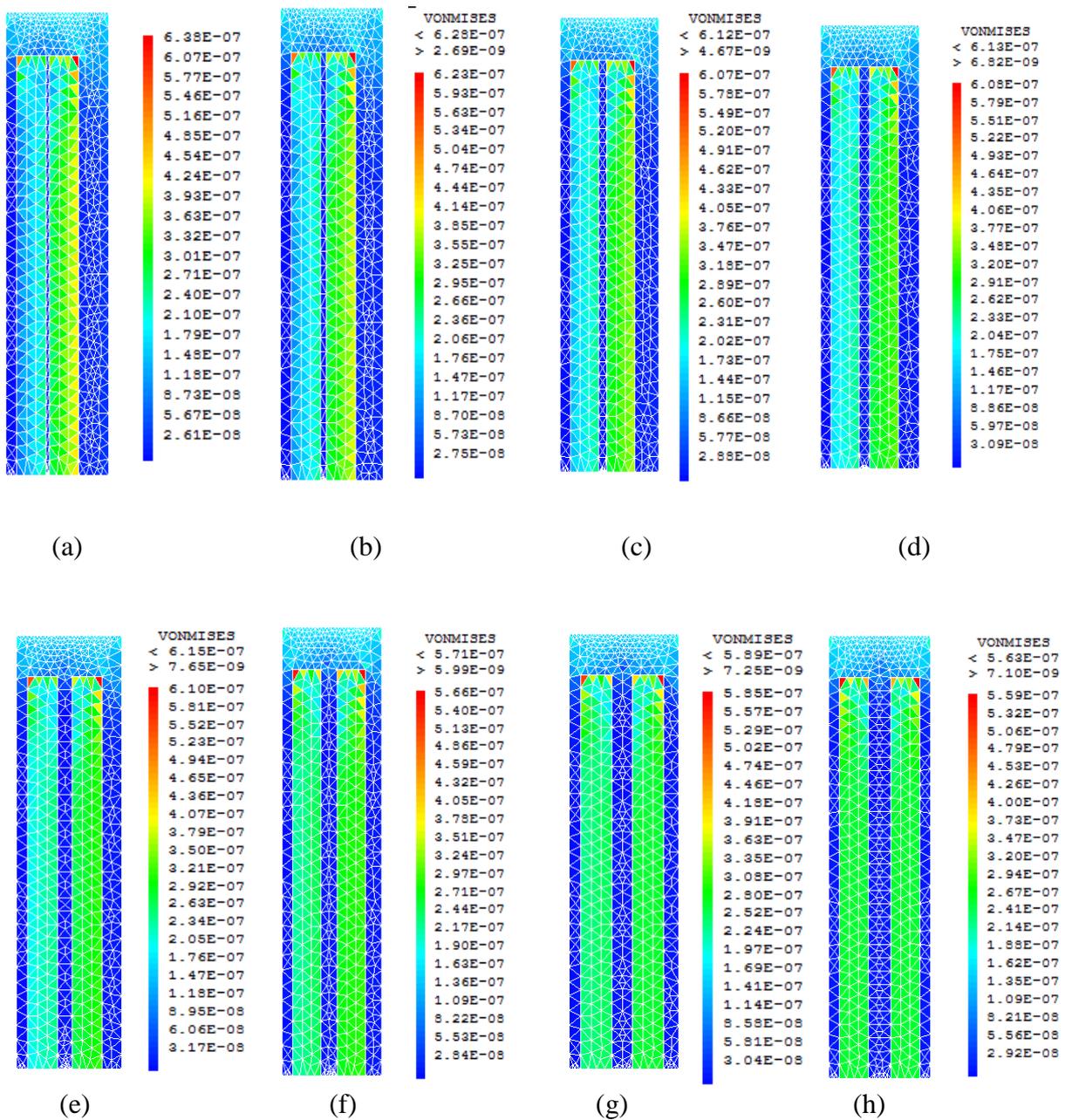


Figure III.7 Distribution des contraintes entre deux fibres qui se rapproche l'une de l'autre

Remarque

On constate dans la Figure III.7(h) que les contraintes sont réparties uniformément suivant la longueur des fibres et atteint une valeur de $5.62 \times 10^{-7} \text{ N}/\mu\text{m}^2$. Mais, dès que les fibres se rapprochent l'une de l'autre, les contraintes commencent à se concentrer sur l'une des fibres (Figure III.7.a,b,c,d,e,f et g) avec une augmentation des valeurs de la contrainte, elle atteint alors une valeur de $6.28 \times 10^{-7} \text{ N}/\mu\text{m}^2$. Plus que les fibres se rapprochent l'une de l'autre, la matrice est moins présente, ce qui implique une diminution du transfert de la charge entre la

matrice et les fibres, cela peut être expliqué par la concentration des contraintes sur une fibre par rapport à l'autre dans la Figure III.7

III.4.3 Effet du diamètre sur le comportement du composite

Dans ce qui suit, nous allons étudier l'effet du diamètre des fibres sur le comportement mécanique d'un composite renforcé par des fibres courtes. L'avantage de la réduction du diamètre des fibres c'est qu'on augmente la surface de contact entre les fibres et la matrice, ce qui implique une augmentation dans le nombre de fibre pour la même fraction volumique (V_f). La Figure III.8 montre le concept de réduction du diamètre des fibres tout en gardant la même fraction volumique, on a choisi par exemple $V_f = 20\%$.

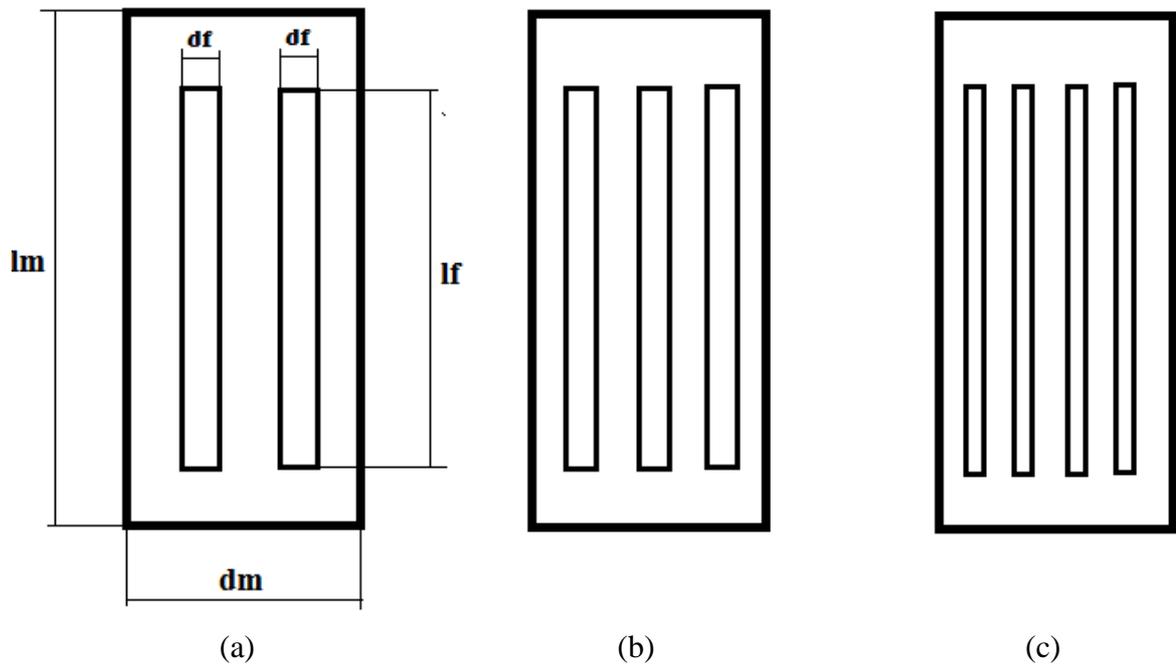


Figure III.8 Principe de réduction du diamètre d_f

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

$$d_f = \frac{V_f l_m d_m}{N_f l_f} \tag{III.3}$$

Dans la (Figure III.9.a), on a pris les données de notre exemple précédent (§III.3.1).

Nous allons calculer le diamètre de la fibre dans le cas où:

$$N_f = 3 \quad d_f = \frac{V_f l_m d_m}{N_f l_f} = \frac{0.2 \times 310.850 \times 74.774}{3 \times 244} = 6.35 \mu m$$

$$N_f = 4 \quad d_f = \frac{V_f l_m d_m}{N_f l_f} = \frac{0.2 \times 310.850 \times 74.774}{4 \times 244} = 4.76 \mu m$$

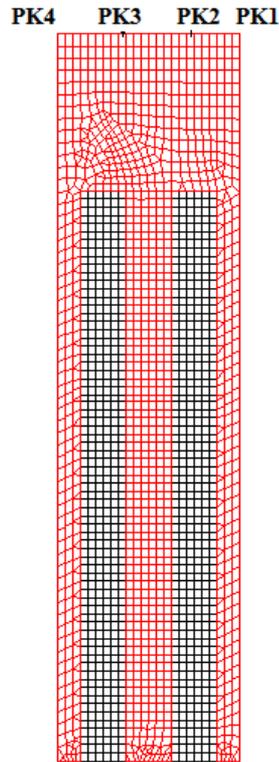


Figure III.9 Maillage avec des éléments quadratiques

La Figure III.9 présente le maillage utilisé dans la simulation numérique. Les points PK1, PK2, PK3 et PK4 sont des points capteurs. Ils sont utilisés dans le calcul du module de Young par la méthode des éléments finis.

a) Pour deux fibres ($d_f = 9.5 \mu m$)

Le modèle composite multifibre est illustré sur la Figure. III.10 (même modèle utilisé précédemment Figure III.2), avec un changement au niveau des éléments dans le maillage. On remarque que les contraintes Von Mises restent concentrées dans les extrémités des fibres avec une augmentation des valeurs de contraintes. Ceci est dû à la précision des éléments quadratiques par rapport aux éléments triangulaires.

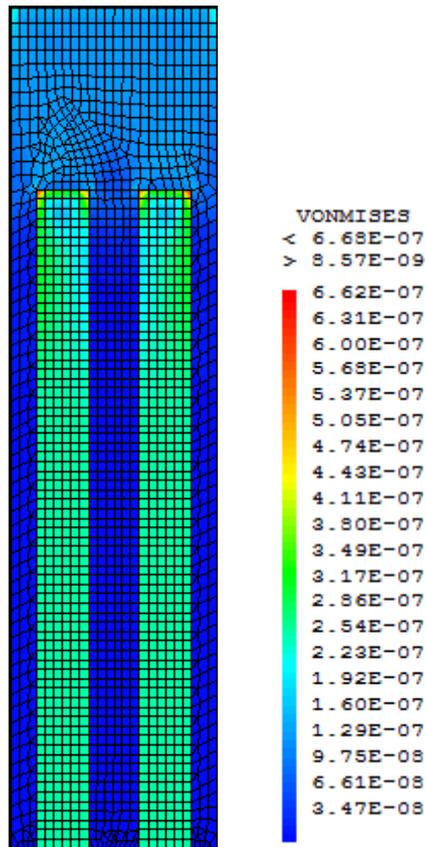


Figure III.10 Contraintes Von Mises ($N/\mu m^2$)

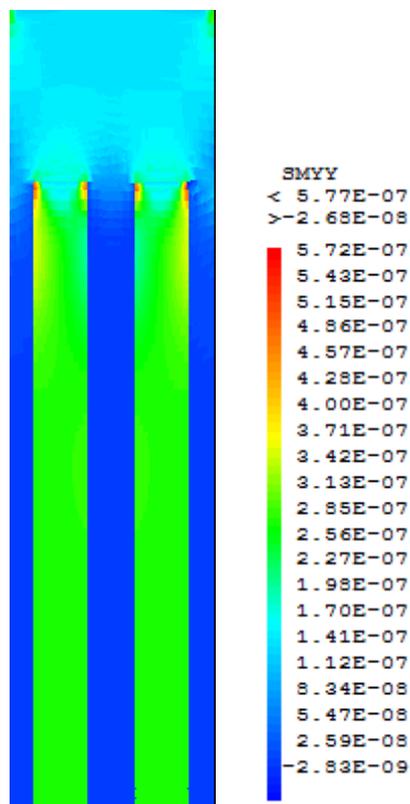


Figure III.11 Contraintes longitudinales ($N/\mu m^2$)

b) Pour trois fibres ($d_f = 6.35 \mu m$)

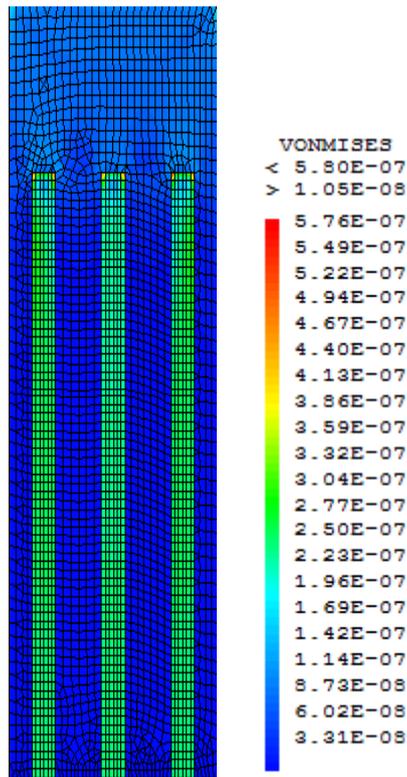


Figure III.12 Contraintes Von Mises ($N/\mu m^2$)

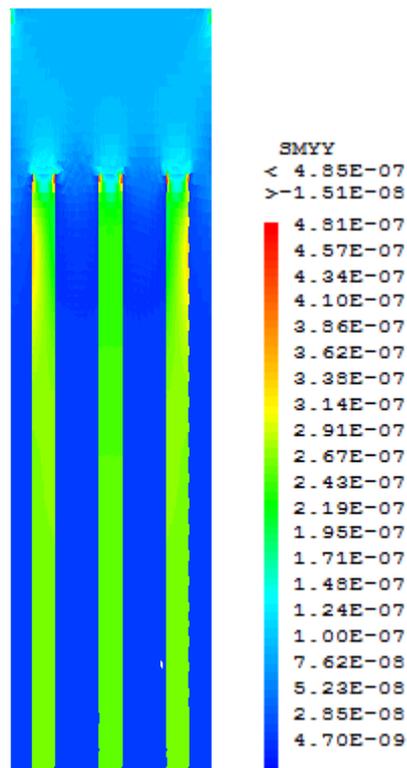


Figure III.13 Contraintes longitudinales ($N/\mu m^2$)

c) Pour quatre fibres ($d_f = 4.76 \mu m$)

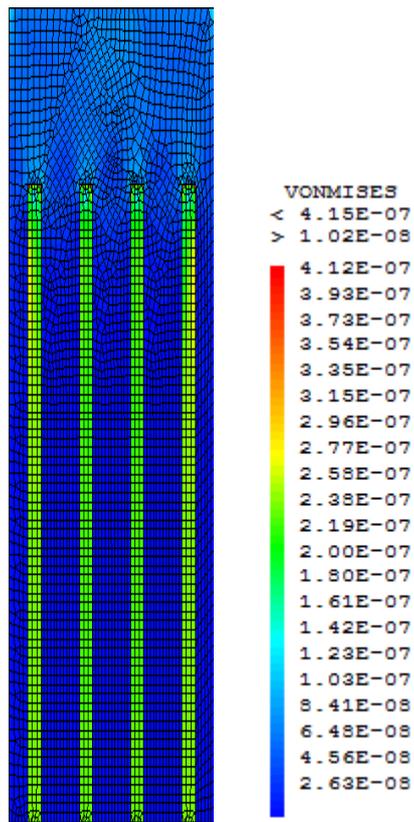


Figure III.14 Contraintes Von Mises ($N/\mu m^2$)

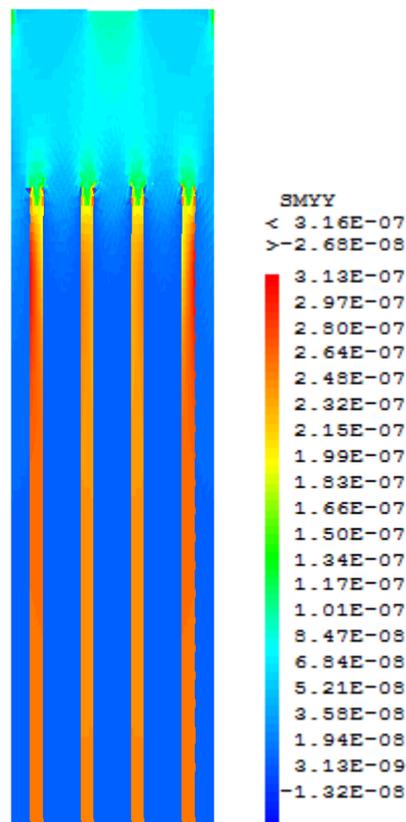


Figure III.15 Contraintes longitudinales ($N/\mu m^2$)

Remarque :

Les Figures III.12 et III.14 représentent la distribution des contraintes de Von Mises dans les nouveaux modèles à trois et quatre fibres. On remarque que la concentration des contraintes se situe toujours dans les extrémités des fibres.

Les Figures III.11, III.13 et III.15 représentent la distribution des contraintes longitudinales σ_{yy} . On remarque que ces contraintes σ_{yy} sur les côtés des fibres sont beaucoup plus importantes, ce qui peut conduire à une décohésion interfaciale. Il convient également de noter que les contraintes sont moins importantes dans les fibres situées au centre de la plaque que dans celles situées sur les côtés (Figure. III.13 et Figure. III.15).

Tableau III.5 module élastique calculé par éléments finis en fonction du diamètre des fibres

d (μm)	4.75	6.35	9.5
$E_{\text{calculer}} (\text{N}/\mu\text{m}^2)$	8854	9729	11043

Le tableau III.4 représente les valeurs du module élastique E calculé à l'aide de la méthode des éléments finis en fonction du diamètre des fibres; on constate que lorsque le diamètre des fibres augmente, le module d'élasticité augmente également.

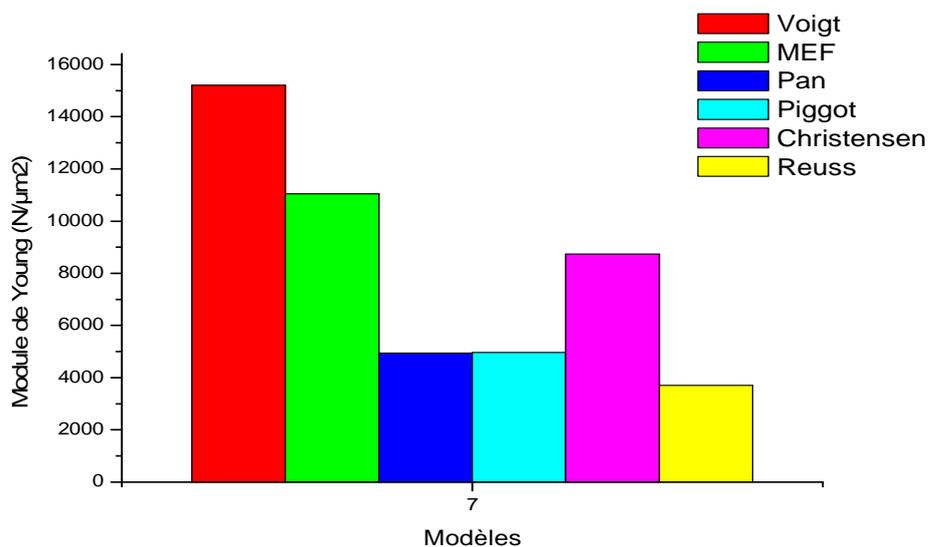


Figure III.16 Comparaison du module élastique calculé par éléments finis avec les modèles analytiques avec $V_f = 30\%$

Dans la Figure III.16 on remarque que le module de Young calculé par la méthode des éléments finis se situe entre les bornes supérieures (cas de Voigt) et inférieure (cas de Reuss).

Pour calculer le module de Young E en utilisant la méthode des éléments finis, nous suivons cette méthode :

$$\sigma = E\varepsilon \Rightarrow E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \Rightarrow E = \frac{F/S}{\Delta L_i/L} \tag{III.4}$$

$F = F_y$: Force appliquée.

$S = dm$: Section de la matrice (2D).

ΔL_i = déplacement de la section (points capteurs PK1, PK2, PK3 et PK4) dans laquelle la force est appliquée;

$L = l_m$: Longueur de la matrice.

$$E_i = \frac{F_y/S}{\Delta L_i/l_m} \tag{III.5}$$

Calculons le module de Young dans les points capteurs PK1, PK2, PK3 et PK4 qui sont E_1 , E_2 , E_3 et E_4 . Et la moyenne des E_i est donnée par l'équation (III.6) :

$$E_{fem} = \frac{E_1 + E_2 + E_3 + E_4}{4} \tag{III.6}$$

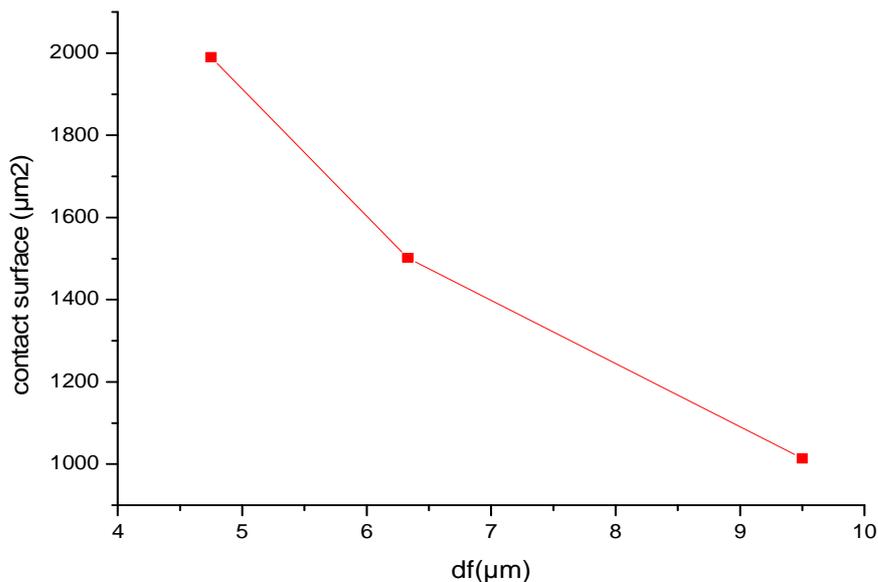


Figure III.17 Evolution de la surface de contact en fonction du diamètre des fibres

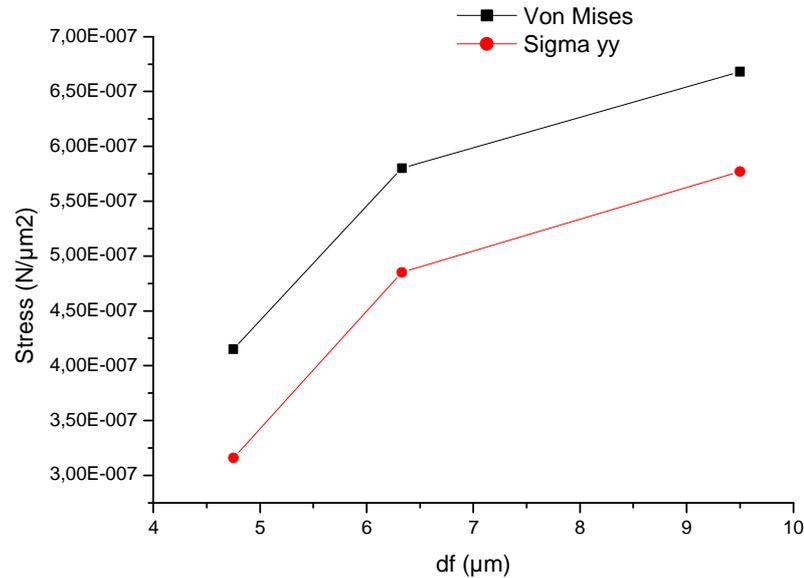


Figure III.18 Evolution des contraintes Von Mises et longitudinale en fonction du diamètre de la fibre

La Figure III.17 montre l'évolution de la surface de contact en fonction du diamètre de la fibre. Notons que lorsque le diamètre des fibres diminue, la surface de contact entre les fibres et la matrice augmente, ce qui implique une plus grande adhérence entre les fibres et la matrice. Dans la Figure III.18, il est visible que, lorsque le diamètre des fibres diminue, les contraintes diminuent pour la même fraction volumique dans les deux cas (idem pour les contraintes longitudinales sigma yy).

III.4.4 Effet des fibres cassées sur le transfert de contrainte

Le contrôle de la distribution d'orientation des fibres dans les composites renforcés de fibres courtes constitués d'une matrice polymère thermoplastique a une incidence sur les performances mécaniques du matériau dans le sens des fibres [7]. Les performances mécaniques des thermoplastiques renforcés de fibres discontinues sont affectées par les éléments suivants:

- Composition et morphologie.
- Type et quantité du renfort.
- Interface (ou interphase) entre matrice et renfort.
- Méthodes et conditions de traitement

➤ Conditions des essais

Nous allons analyser l'effet de la rupture de fibre dans un composite à matrice en polyamide 66 (PA) renforcé de fibres de verre courtes, en considérant l'interaction entre la matrice et l'interface des fibres. Le composite renforcé par des fibres est soumis à des contraintes de traction longitudinales.

*** Conditions aux limites**

Lorsqu'une fibre cassée est considérée, les conditions aux limites ne changent qu'au niveau de cette fibre. Il aura la libre circulation dans la direction Y (Figure. III.19).

Ici, l'axe des Y est dans le sens de la longueur de la fibre et de la matrice et le modèle est symétrique. Nous avons appliqué la même force sur le modèle précédent ($F_y = 5,65e-8 N / \mu m^2$, c'est-à-dire à $y = l_m$).

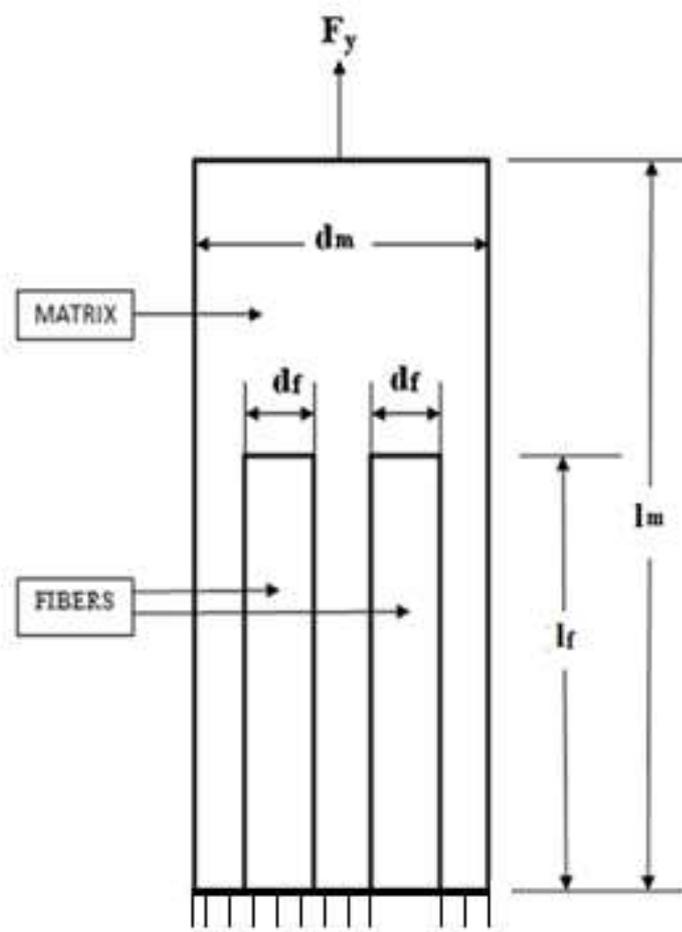


Figure III.19 Modèle d'éléments finis endommagé

a) Pour deux fibres ($d_f = 9.5 \mu m$)

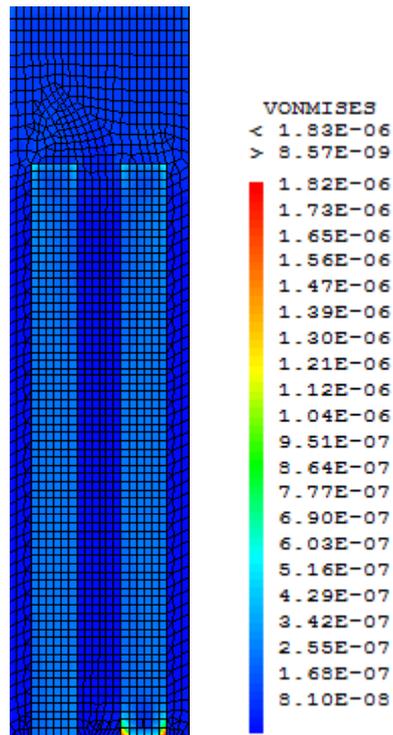


Figure III.20 Contrainte Von Mises ($N/\mu m^2$) (Modèle endommagé)

b) Pour trois fibres ($d_f = 6.35 \mu m$)

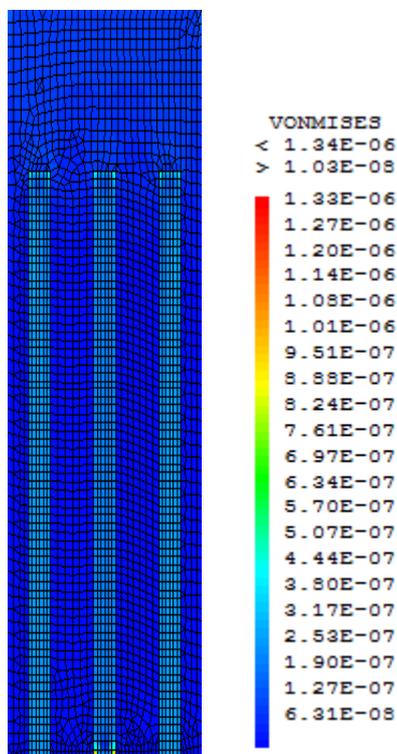


Figure III.21 Contrainte Von Mises ($N/\mu m^2$) (Modèle endommagé)

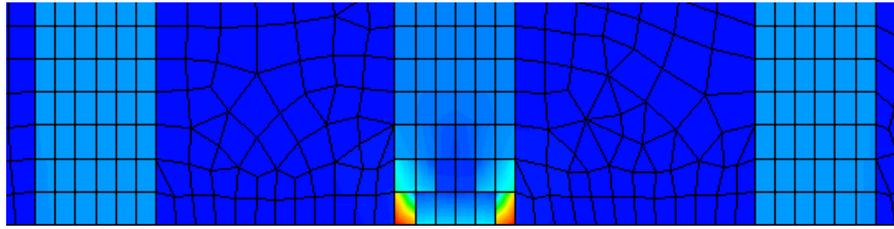


Figure III.22 Zoom Contrainte Von Mises ($N/\mu m^2$) (Modèle endommagé)

c) Pour quatre fibres ($d_f = 4.76 \mu m$)

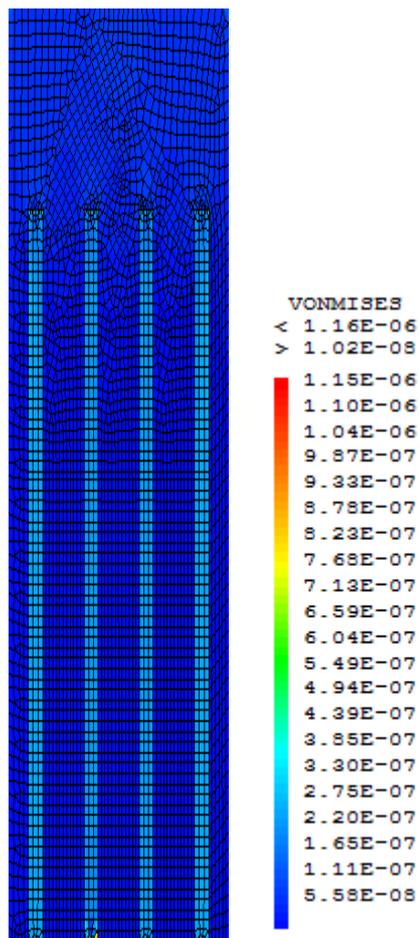


Figure III.23 Contrainte Von Mises ($N/\mu m^2$) (Modèle endommagé)

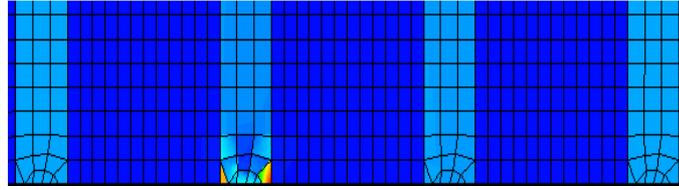


Figure III.24 Zoom Contrainte Von Mises ($N/\mu m^2$) (Modèle endommagé)

Les Figures III.20, III.21 et III.23, représentent la distribution des contraintes de Von Mises dans les modèles endommagés. On remarque que les contraintes ne sont pas concentrées dans les extrémités des fibres, mais dans la fibre cassée avec une valeur élevée par rapport aux modèles non endommagés.

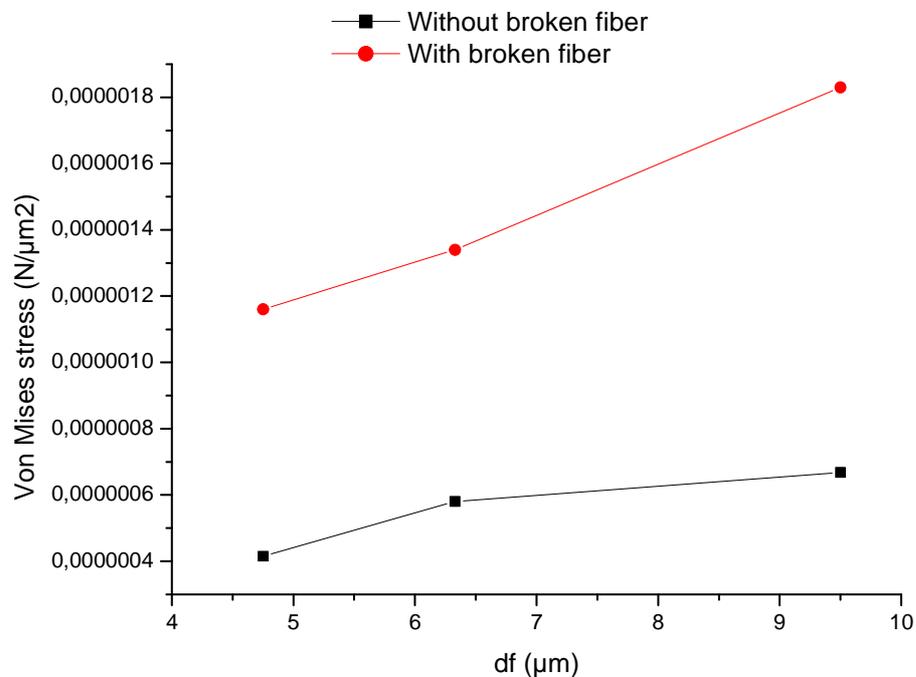


Figure III.25 Evolution des contraintes Von Mises et fonction du diamètre de la fibre (Modèle endommagé)

La Figure III.25 présente une comparaison de l'évolution des contraintes Von Mises dans les deux modèles (endommagé et non endommagé), on remarque que pour une fibre cassée et pour la même fraction volumique, les contraintes diminuent en fonction du diamètre. On peut déduire que l'avantage de la réduction du diamètre des fibres courtes dans les matériaux composites augmente la résistance de ces matériaux et par conséquent minimise l'effet de cassure des fibres courtes pendant l'élaboration des pièces fabriquées par injection.

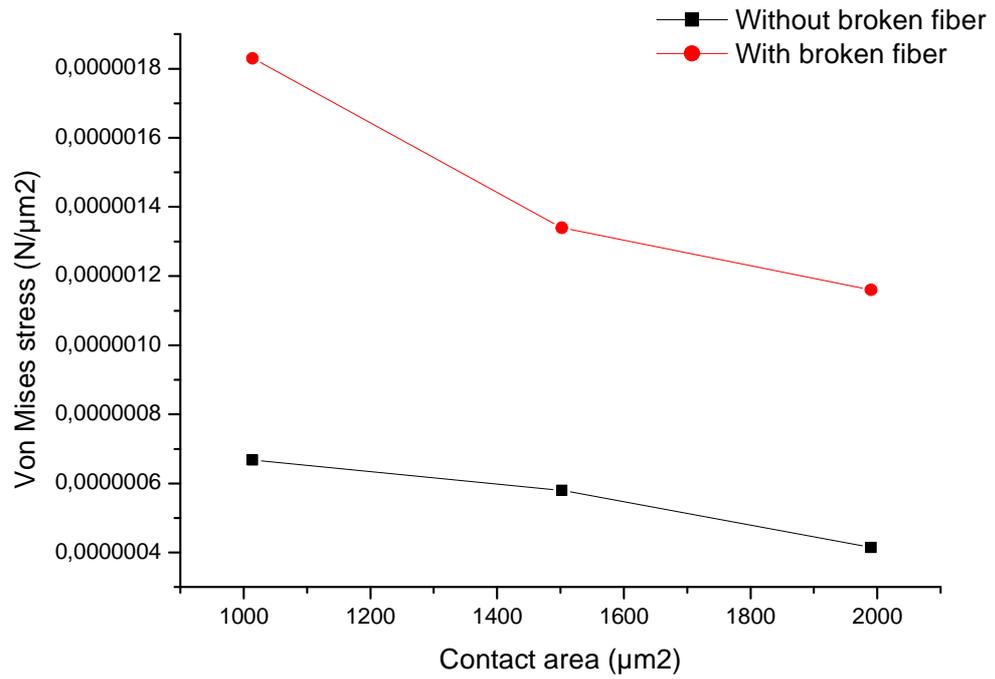


Figure III.26 Evolution des contraintes Von Mises en fonction de la surface de contact

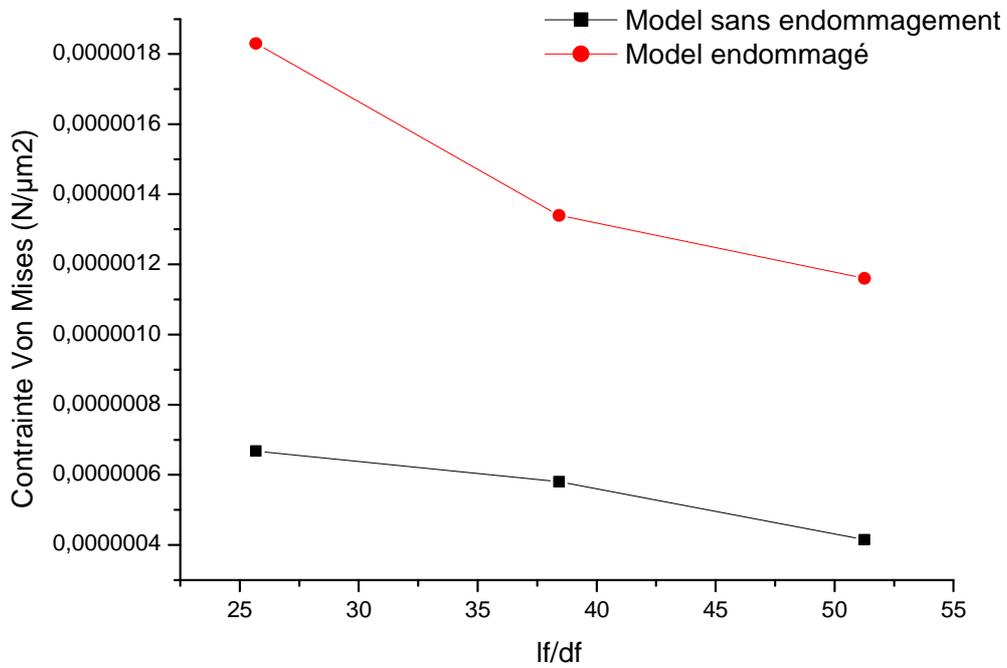


Figure III.27 Evolution des contraintes Von Mises en fonction du facteur de la forme ($s=l_f/d_f=25.68, 38.42$ et $51.26\mu\text{m}$)

Les Figures III.27 et III.28 présentent l'évolution des contraintes Von Mises et les contraintes longitudinales en fonction du facteur de forme (l_f/d_f). On a utilisé trois facteurs de forme suivant le diamètre de la fibre courte utilisée auparavant ($d_f = 9.5, 6.35$ et $4.76 \mu\text{m}$) et une fraction volumique $V_f = 20\%$. On remarque que lorsque le facteur de forme augmente, les contraintes diminuent (cas des deux modèles utilisés : endommagé et non endommagé). On peut en déduire que le facteur de forme a une influence sur les matériaux composites renforcés par des fibres courtes.

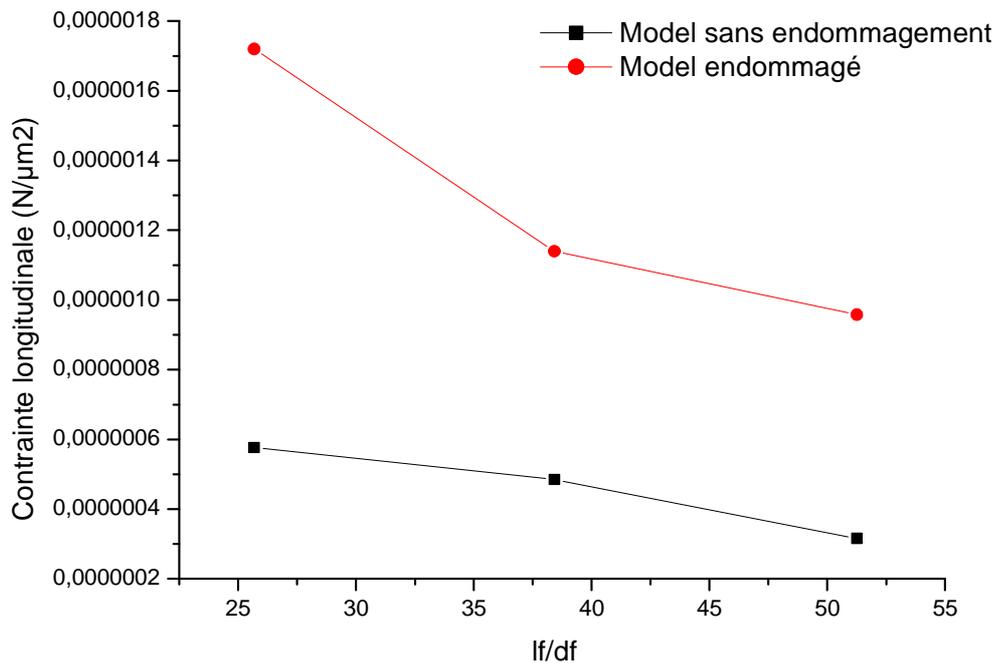


Figure III.28 Evolution des contraintes longitudinales en fonction du facteur de la forme ($s=l_f/d_f=25.68, 38.42$ et $51.26\mu\text{m}$)

III.5 Conclusion

Cette étude concerne l'évolution des contraintes de Von Mises dans un composite à matrice thermoplastique renforcée par des renforts fibres courtes. Il est important de noter que, dans le cas d'une fibre courte incorporée avec des extrémités de fibres liées, la contrainte aux extrémités liées à une valeur finie et cette contrainte est requise en tant que conditions aux limites afin de déduire la distribution de contrainte dans la fibre. Étant donné que les fibres et la matrice ont souvent des modules d'élasticité très différents, la contrainte dans chaque élément doit être différente, en effet, la contrainte est plus élevée dans le matériau présentant le module d'élasticité le plus élevé (généralement la fibre). Le module d'élasticité du verre est

beaucoup plus grand que celui de la matrice thermoplastique. On a constaté dans cette étude que les composites thermoplastiques renforcés par des fibres courtes gagnent de la place dans le monde de l'industrie, les diamètres des fibres courtes jouent un rôle important dans le comportement du composite, ainsi que le facteur de forme ; la réduction du diamètre de ces fibres a conduit à la diminution des contraintes de Von Mises et contraintes longitudinales pour la même fraction volumique. L'impact d'une cassure des fibres courtes (phénomène qui se produit pendant l'élaboration du composite) est moins significatif lorsque le diamètre des fibres diminue à cause de l'augmentation de la surface de contact.

Chapitre IV

Modélisation d'un composite

renforcé

par particules

IV.1 Introduction

Dans ce chapitre nous allons étudier le composite à matrice thermoplastique renforcé par des particules de verre. Nous avons gardé les mêmes propriétés de la matrice et des renforts du chapitre III.

IV.2 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 constitué de particules a été considéré (Figure IV.1). Le composite est soumis à une contrainte de traction uniforme.

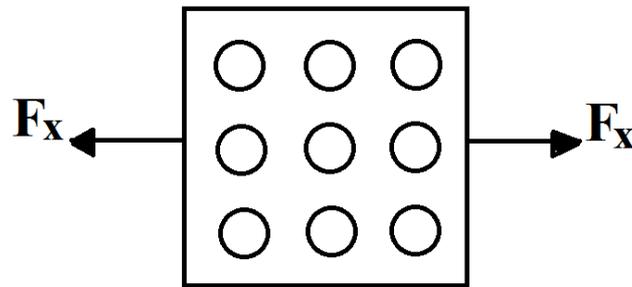


Figure IV.1 Modèle par éléments finis pour un composite renforcé par des particules

IV.2.1 Propriété du composite

Comme pour les renforts fibreux l'échantillon peut être considéré comme un corps élastique 2D. Les mêmes paramètres utilisés précédemment dans le cas des fibres courtes sont utilisés dans tous les calculs. Pour simplifier, on suppose que toutes les particules ont le même rayon r_p .

Les paramètres suivants sont utilisés dans tous les calculs [87]:

1. Particule de verre : module de Young $E_p = 64 \text{ GPa}$. Coefficient de Poisson $\nu_p = 0,2$ et densité $\rho_p = 2,54 \text{ g / cc}$.
2. La matrice est en polyamide 66 avec un module de Young $E_m = 3 \text{ GPa}$. Coefficient de Poisson $\nu_m = 0,35$ et densité de $\rho_m = 1,14 \text{ g / cc}$.

IV.2.2 Condition aux limites

Les conditions aux limites représentant l'application d'une charge de traction à un composite renforcé par des particules à $X = 0$ et $X = l_m$ (Figure IV.1). Ici l'axe X est dans la

direction de l'application de la force. Nous avons appliqué une contrainte $F_x=5.65e-8N/\mu m^2$ aux faces d'extrémités de la matrice, soit $X = 0$ et $X = l_m$.

IV.3 Résultats et discussion

IV.3.1 Effet du diamètre sur le comportement du composite

Dans ce qui suit, l'effet du diamètre et la répartition des particules sur le comportement mécanique du composite sera discuté. La matrice est supposée avoir une forme carrée avec une longueur $l_m = 155.425 \mu m$ et une fraction volumique constante ($V_f = 20\%$) (Figure IV.2). L'avantage de la réduction du diamètre des particules est que la surface de contact entre la matrice et les particules augmente, ce qui implique une augmentation dans le nombre des particules pour la même fraction volumique (V_f) et sans changement dans la masse du composite.

$$V_f = \frac{V_{particule}}{V_{total}} = \frac{N_p \left(\frac{\pi d_p^2}{4} \right)}{l_m^2} \quad (IV.1)$$

$$d_p = \sqrt{\frac{4V_f l_m^2}{N_p \pi}} \quad (IV.2)$$

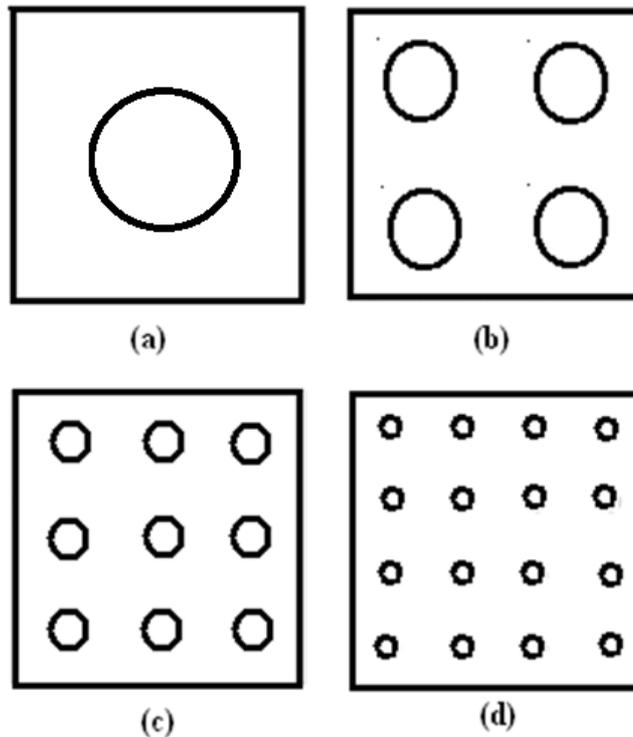


Figure IV.2 Principe de la réduction du diamètre des particules

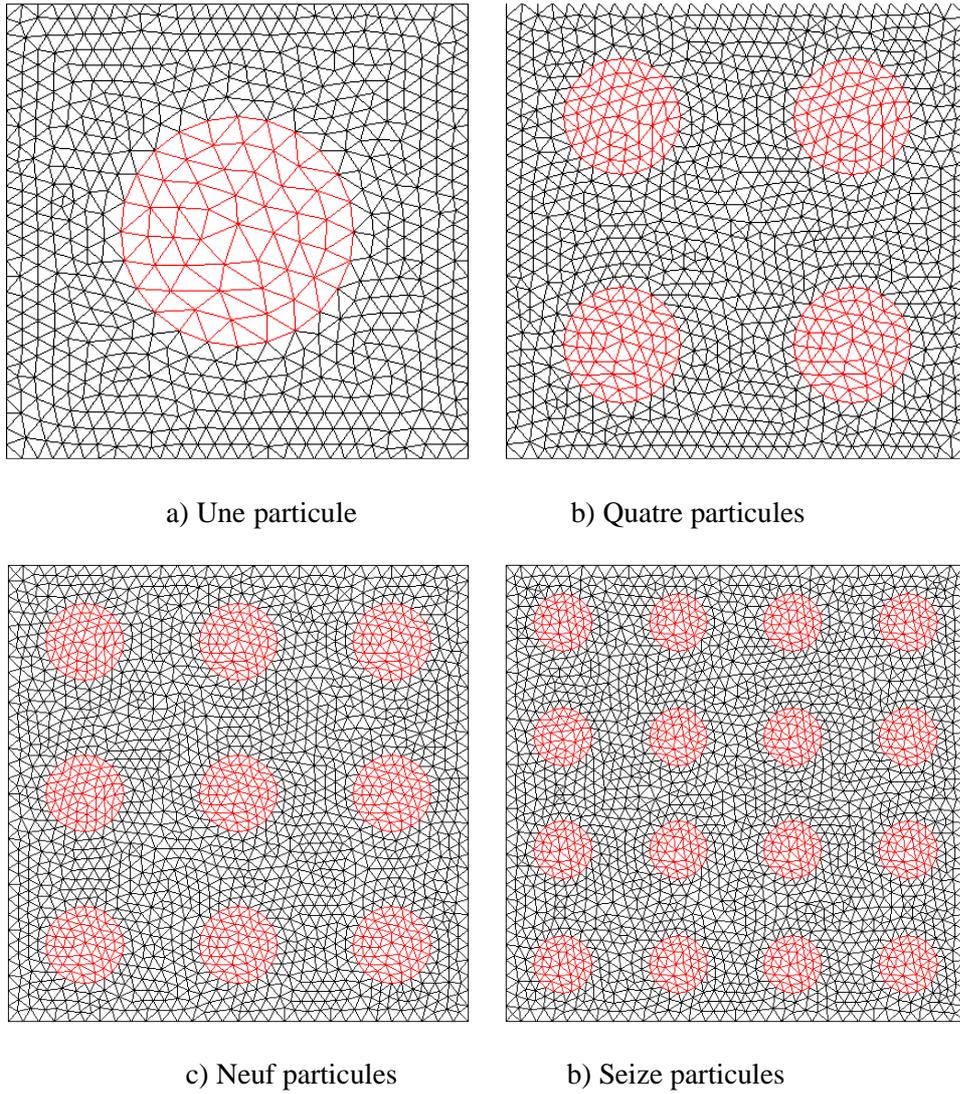


Figure IV.3 Maillages des modèles

En utilisant l'équation (IV.2) et la Figure IV.1, on calcule les diamètres de particules, les résultats sont résumés dans le tableau IV.1.

Tableau IV.1 Dimension du composite pour les différents diamètres

N_p	V_f (%)	l_m (μm)	d_p (μm)	r_p (μm)
1	20	155.425	78.45	39.22
4	20	155.425	39.22	19.61
9	20	155.425	26.15	13.07
16	20	155.425	19.61	9.80

Où :

- V_f : Fraction volumique des particules
- $V_{particule}$: volume des particules
- V_{total} : volume du composite
- N_p : Nombre de particules
- d_p : diamètre de particule
- l_m : longueur de la matrice

En utilisant les équations (II.3) et (II.4) dans le chapitre II, la distance R entre les particules sera calculée pour les deux arrangements (carré et hexagonale).

Dans la Figure IV.4, la distance R diminue lorsque la fraction volumique augmente. Lorsque la fraction volumique devient trop grande la distance entre les particules devient très petite.

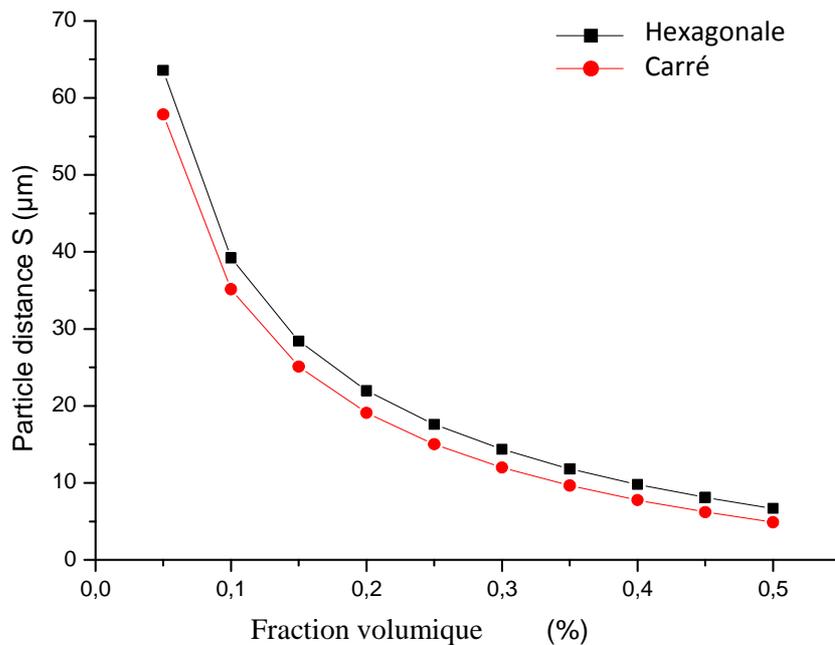


Figure IV.4 Evolution de la distance R entre les particules en fonction de la fraction volumique

a) Pour $d_p = 78.45 \mu\text{m}$

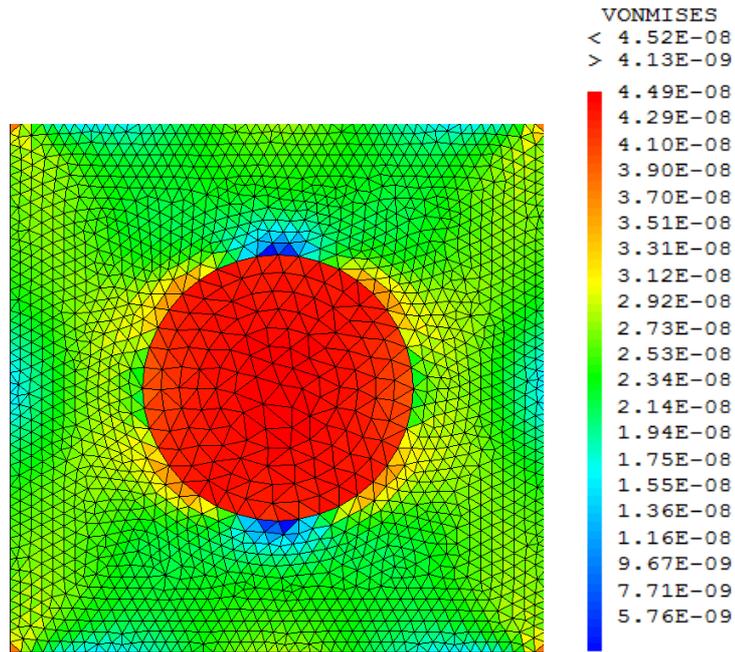


Figure IV.5 Distribution des contraintes Von Mises pour une particule ($N/\mu\text{m}^2$) pour $V_f=20\%$

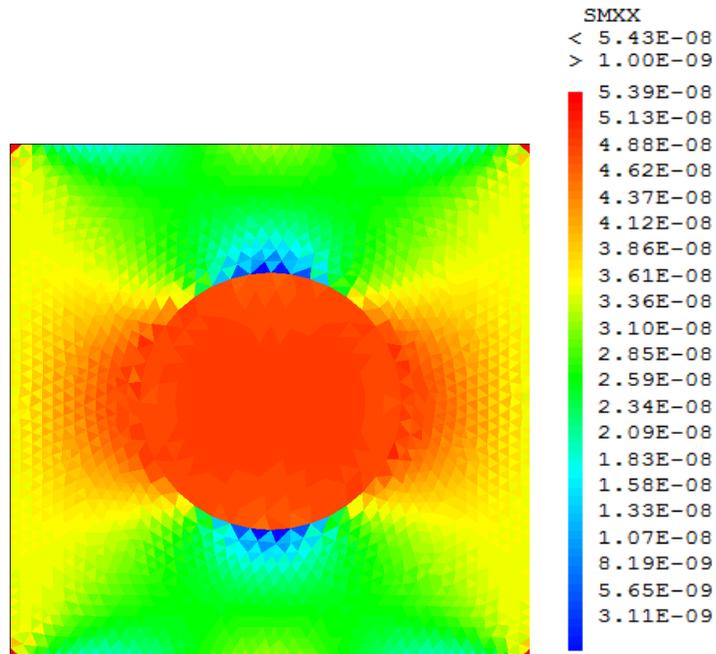


Figure IV.6 Distribution des contraintes longitudinales pour une particule ($N/\mu\text{m}^2$) pour $V_f=20\%$.

b) Pour $d_p = 39.22 \mu\text{m}$

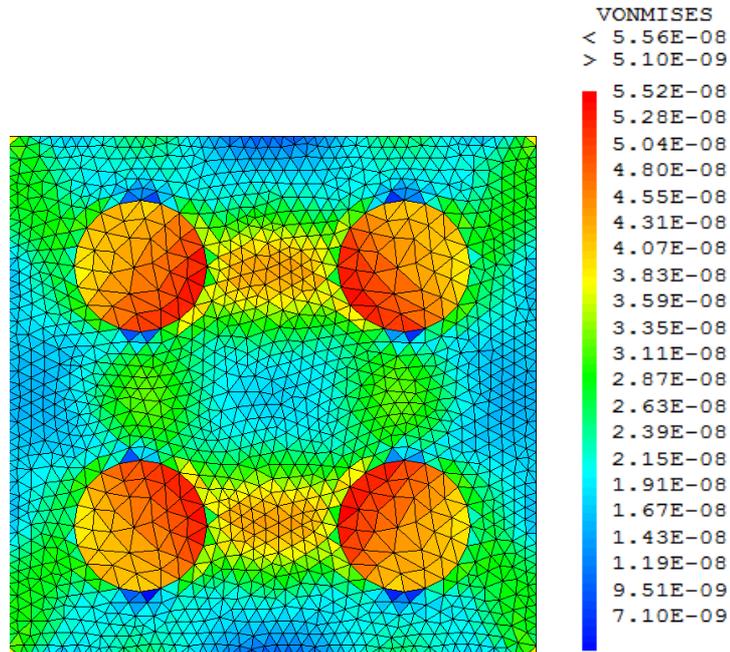


Figure IV.7 Distribution des contraintes Von Mises pour quatre particules ($N/\mu\text{m}^2$) pour $V_f=20\%$ (Arrangement carré).

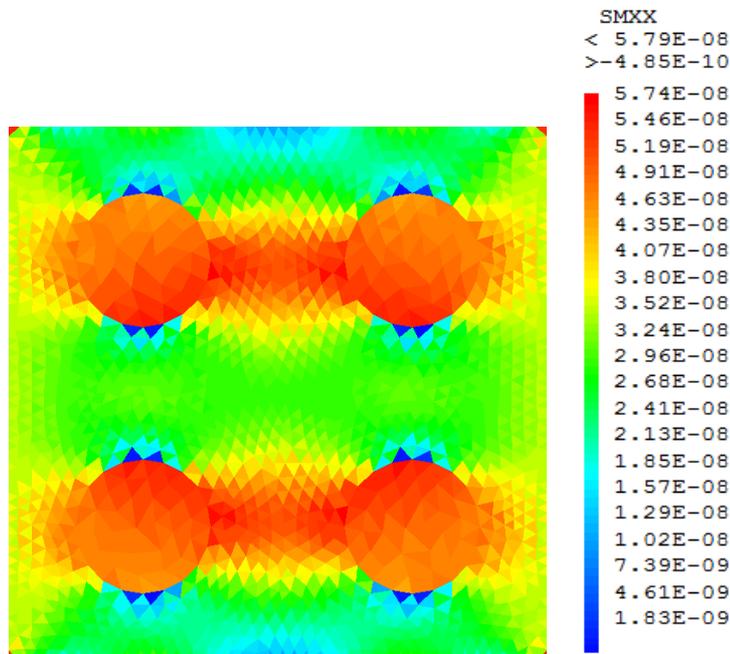


Figure IV.8 Distribution des contraintes longitudinale pour quatre particules ($N/\mu\text{m}^2$) pour $V_f=20\%$ (Arrangement carré).

c) Pour $d_p = 26.15 \mu\text{m}$

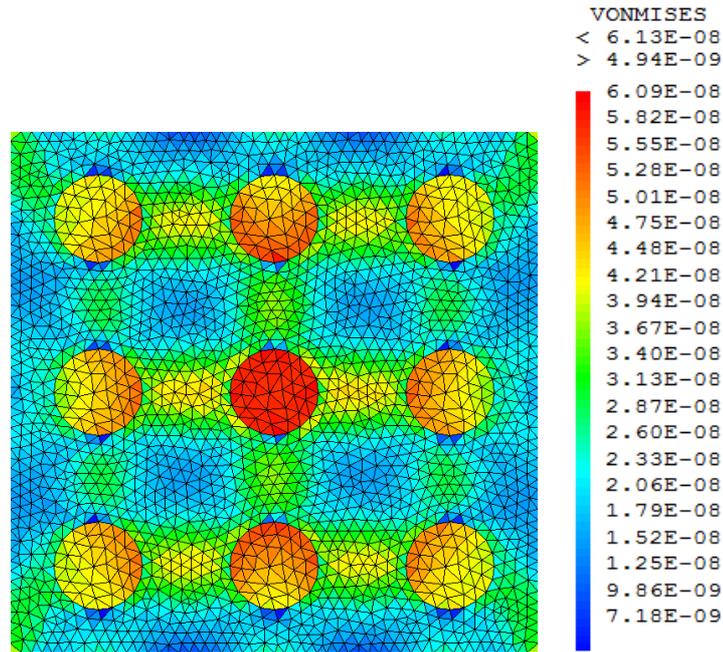


Figure IV.9 Distribution des contraintes Von Mises pour neuf particules ($N/\mu\text{m}^2$) pour $V_f=20\%$ (Arrangement carré).

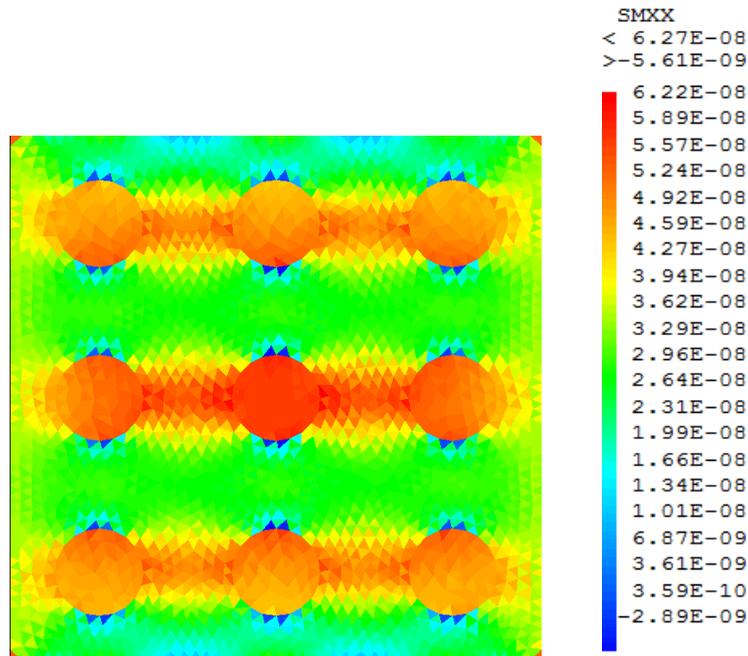


Figure IV.10 Distribution des contraintes longitudinales pour neuf particules ($N/\mu\text{m}^2$) pour $V_f=20\%$ (Arrangement carré).

d) Pour $d_p = 19.61 \mu\text{m}$

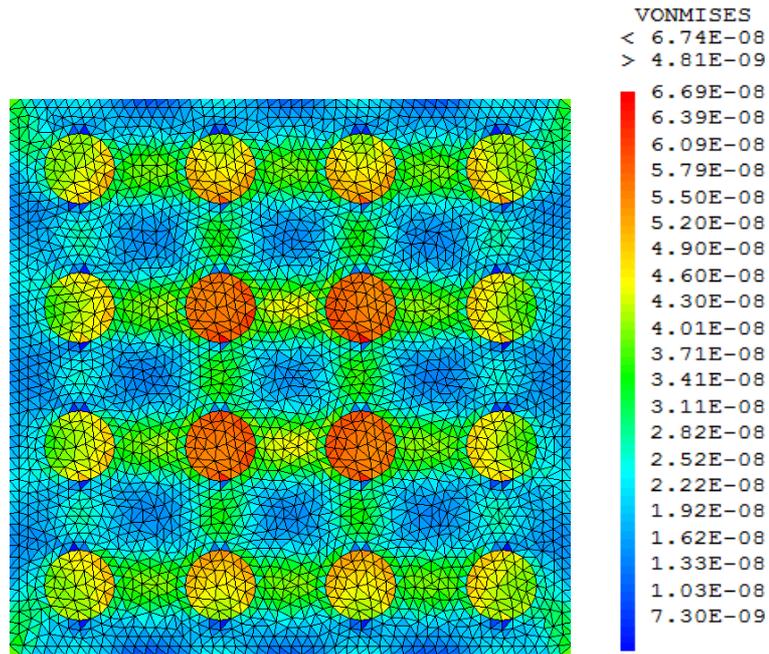


Figure IV.11 Distribution des contraintes Von Mises pour seize particules ($\text{N}/\mu\text{m}^2$) pour $V_f = 20\%$ (Arrangement carré).

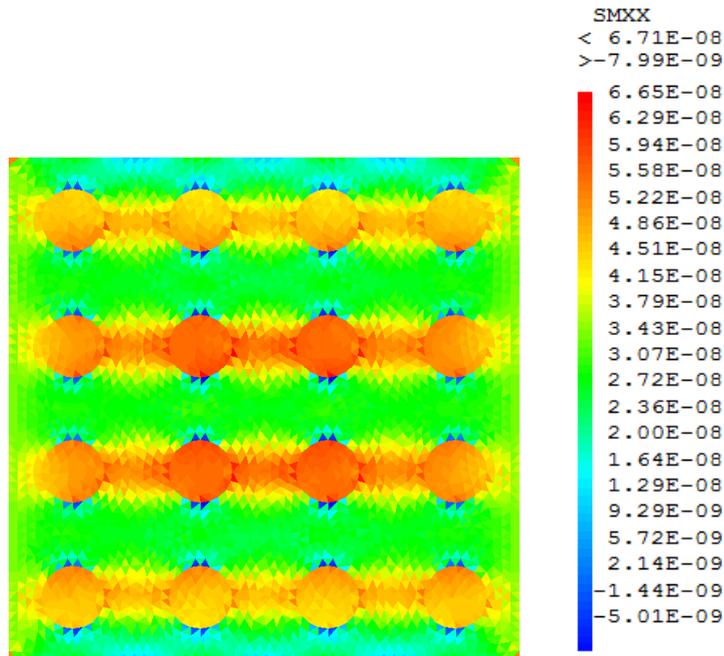


Figure IV.12 Distribution des contraintes longitudinales pour seize particules ($\text{N}/\mu\text{m}^2$) pour $V_f = 20\%$ (Arrangement carré).

Les Figures IV.5, IV.7, IV.9 et IV.11 présentent les contraintes de Von Mises dans un composite renforcé par 1, 4, 9 et 16 particules. On remarque l'existence de concentrations importantes de contraintes dans les particules de verre et dans les zones situées entre ces particules. Contrairement aux composites renforcés par des fibres courtes où les concentrations de contraintes étaient localisées sur les extrémités des fibres. La même remarque pour les contraintes longitudinales σ_{xx} (Figures IV.6, IV.8, IV.10 et IV.12). L'effet du diamètre des particules (78.45, 39.22, 26.15 et 19.61 μm) sur les contraintes Von Mises et les contraintes longitudinales dans un composite verre/polyamide66 est présenté dans la Figure IV.13. Lorsque le diamètre diminue les contraintes augmentent légèrement, mais elles ne sont pas vraiment affectées par la réduction du diamètre des particules ce qui implique qu'il n'y a aucun intérêt vis-à-vis de la réduction du diamètre des particules pour les matrices thermoplastiques (contrairement aux composites renforcés par des fibres courtes).

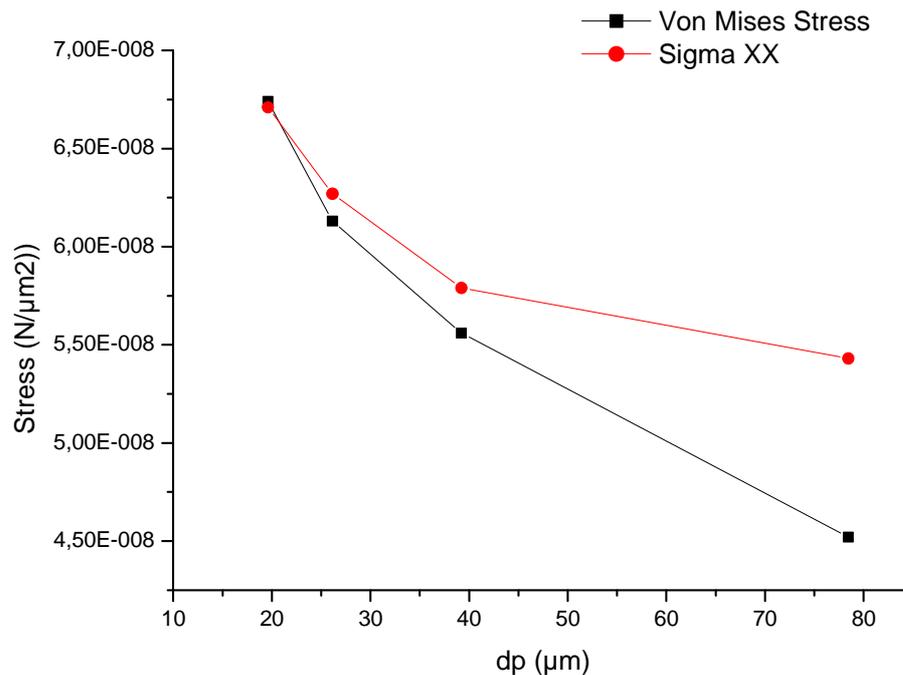


Figure IV.13 Evolution des contraintes Von Mises et longitudinales en fonction du diamètre des particules.

IV.3.2 Effet de l'arrangement des particules sur le comportement du composite

Notre étude porte sur l'analyse de l'influence de l'arrangement des particules, pour ce fait, nous allons considérer les arrangements hexagonale et aléatoire pour comparer les résultats avec ceux de l'arrangement carré déjà obtenu (Figure IV.14).

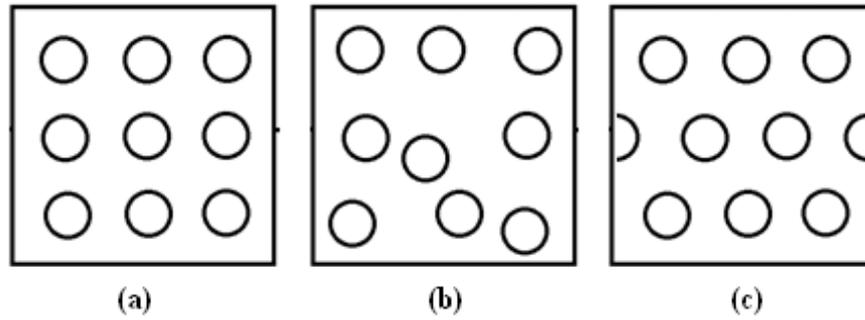


Figure IV.14 Arrangement des particules (a): Carré, (b): Aléatoire, (c): Hexagonale ($V_f=20\%$)

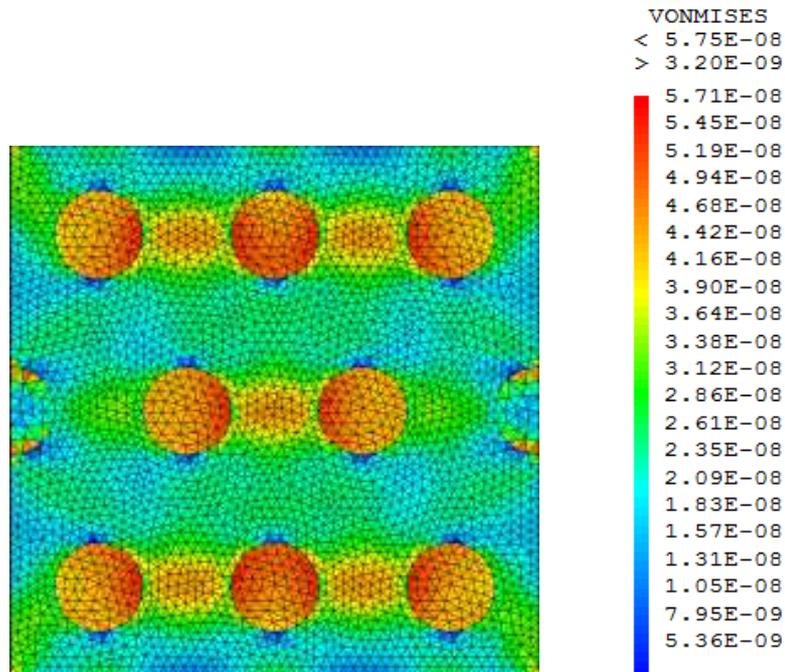


Figure IV.15 Contraintes Von Mises ($N/\mu m^2$) (arrangement hexagonale) ($V_f=20\%$).

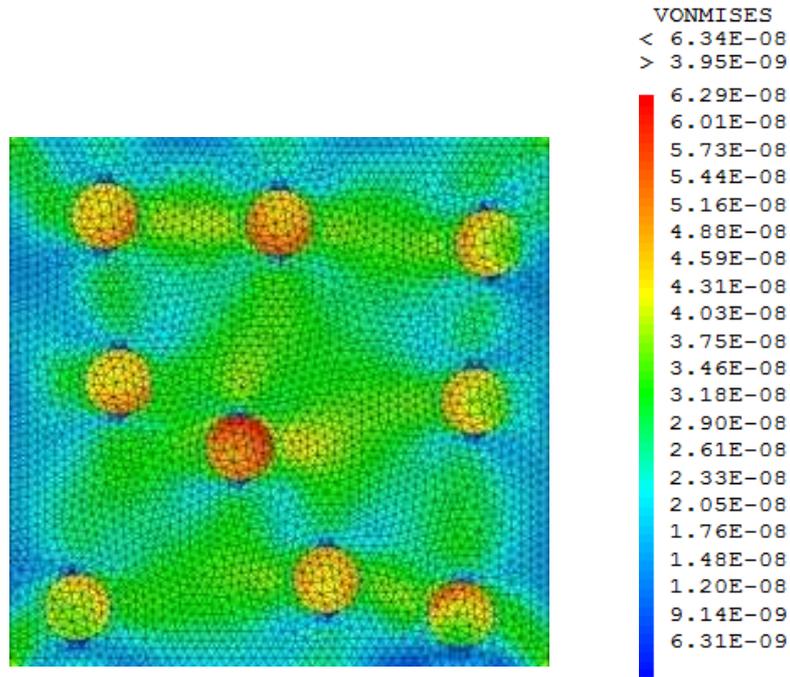


Figure IV.16 Contraintes Von Mises ($N/\mu m^2$) (arrangement aléatoire) ($V_f=20\%$).

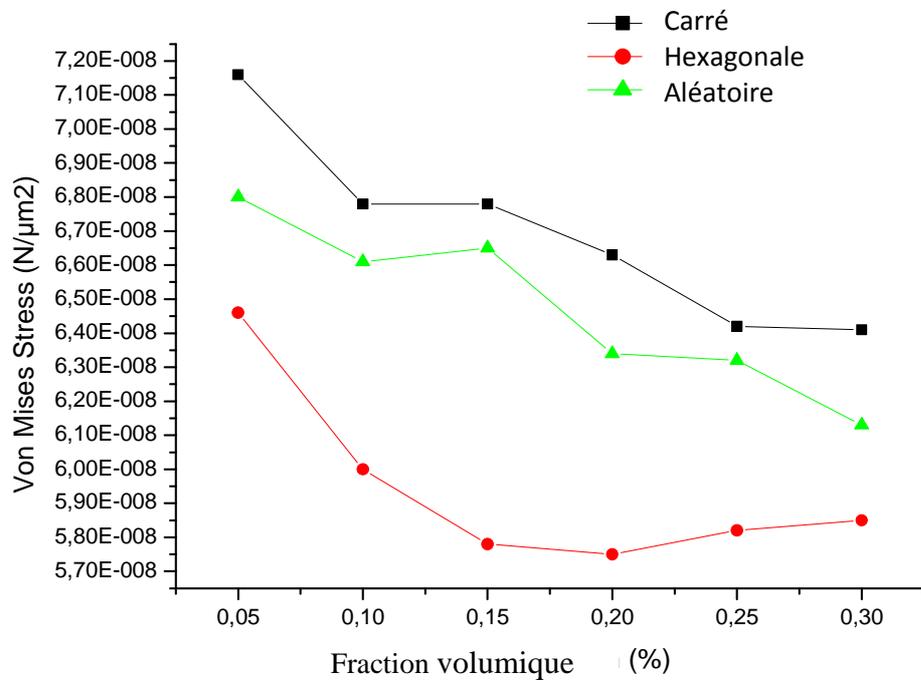


Figure IV.17 Evolution des contraintes Von Mises en fonction de la fraction volumique.

Dans les Figures IV.15 et IV.16, on remarque que les contraintes sont maximales dans les particules qui se situent au milieu du composite.

La Figure IV.17 représente l'évolution des contraintes Von Mises en fonction de la fraction volumique. On remarque que lorsque la fraction volumique augmente les contraintes diminuent pour les trois arrangements (carré, hexagonale et aléatoire), on remarque aussi que l'arrangement aléatoire (qui est le plus probable de voir dans un composite) est situé entre les arrangements réguliers (carré et hexagonal) et très proche de l'arrangement carré.

Pour la Figure IV.18, lorsque la fraction volumique augmente les contraintes longitudinales diminuent aussi pour les trois arrangements. Par ailleurs, l'évolution du module de Young en fonction de la fraction volumique est représentée sur la Figure IV.19, à travers cette courbe nous pouvons constater que le module de Young dans le cas de l'arrangement hexagonal est beaucoup plus élevé que les autres cas d'arrangements. En effet, ceci est dû à la distance R (entre les particules) qui est la plus petite par rapport aux deux autres types d'arrangement.

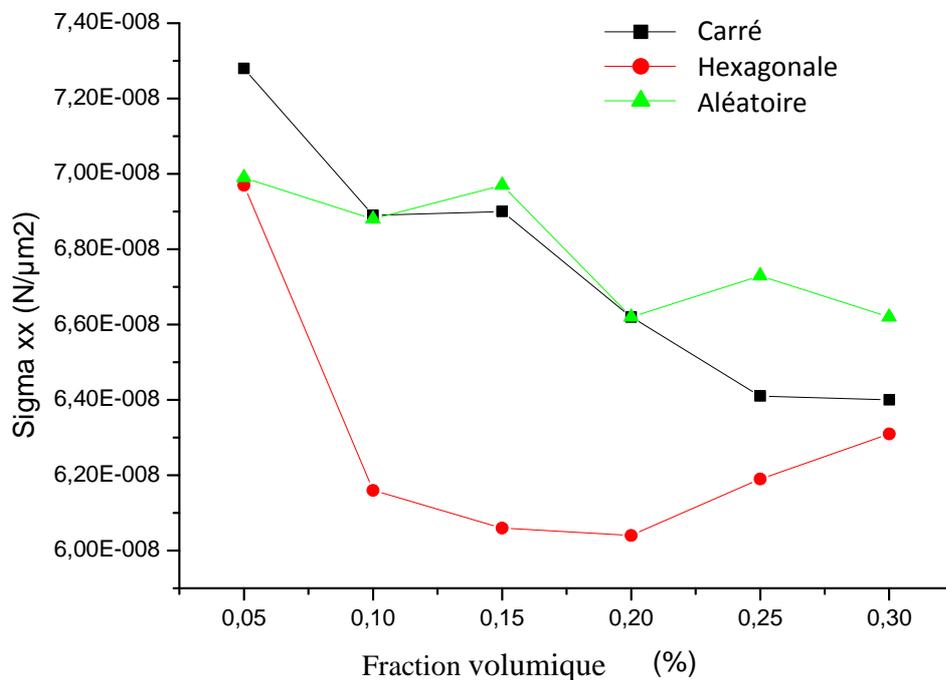


Figure IV.18 Evolution des contraintes longitudinales en fonction de la fraction volumique.

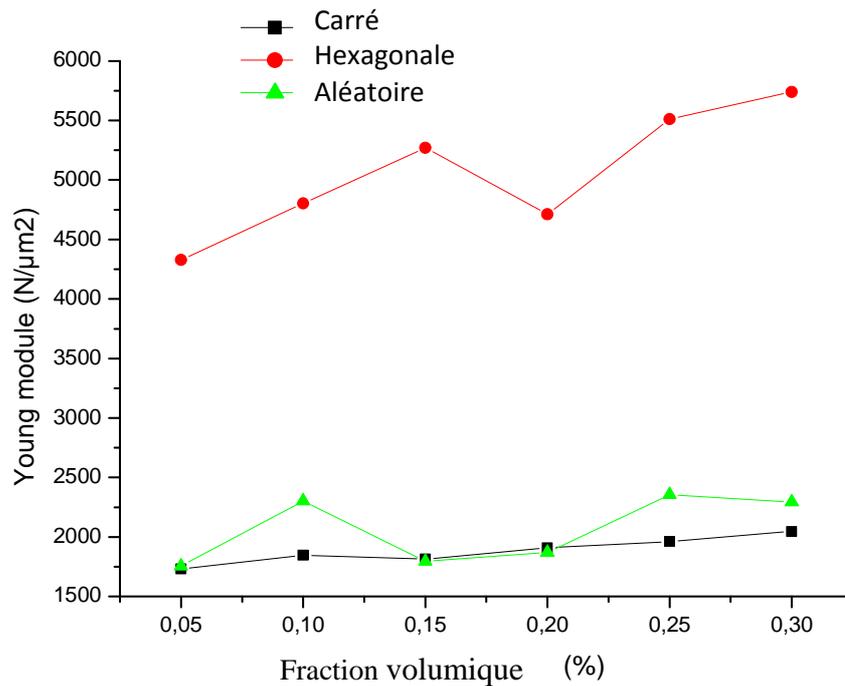


Figure IV.19 Evolution du module de Young en fonction de la fraction volumique

IV.3.3 Effet d'une particule cassée sur le transfert de contrainte

Pour analyser l'effet de la rupture d'une particule dans un composite à matrice en polyamide 66 (PA), nous allons prendre en considération l'interaction entre la matrice et l'interface des particules. Le composite renforcé par des particules est soumis à des contraintes de traction longitudinales.

* Conditions aux limites

Dans ce cas, les conditions aux limites ne changent qu'au niveau de cette particule (cassée) (Figure IV.20).

Nous avons appliqué la même force du cas précédent ($F_x = 5,65 \times 10^{-8} \text{ N} / \mu\text{m}^2$, c'est-à-dire à $x = l_m$).

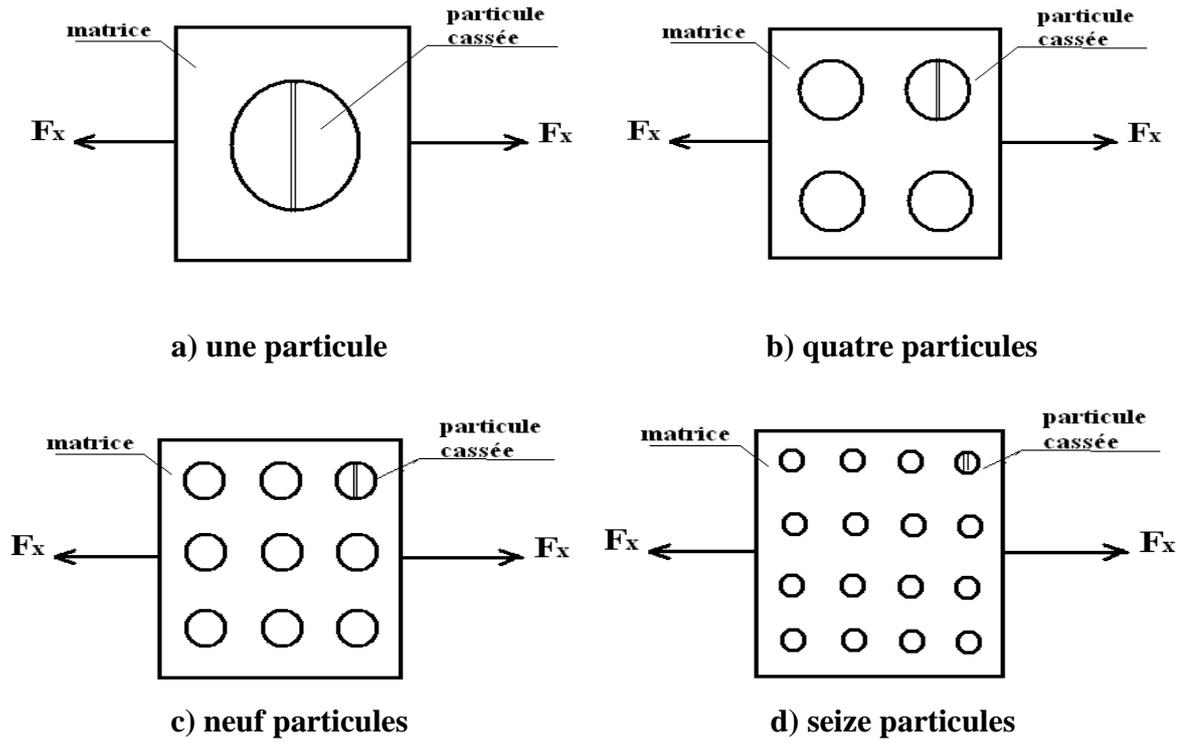


Figure IV.20 Modèles d'éléments finis endommagés (20%)

a) Pour une particule ($d_p = 78.45\mu\text{m}$)

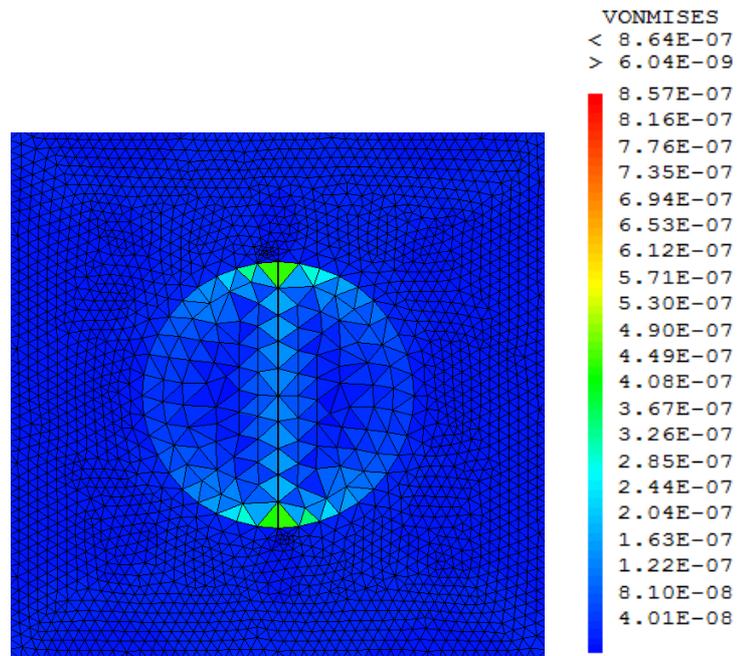


Figure IV.21 Distribution des contraintes Von Mises pour une particule ($N/\mu\text{m}^2$) pour $V_f=20\%$

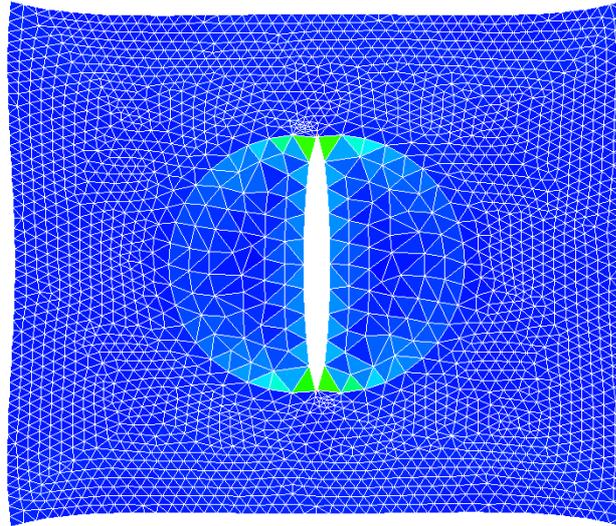


Figure IV.22 Déformation du composite a une seule particule pour $V_f=20\%$

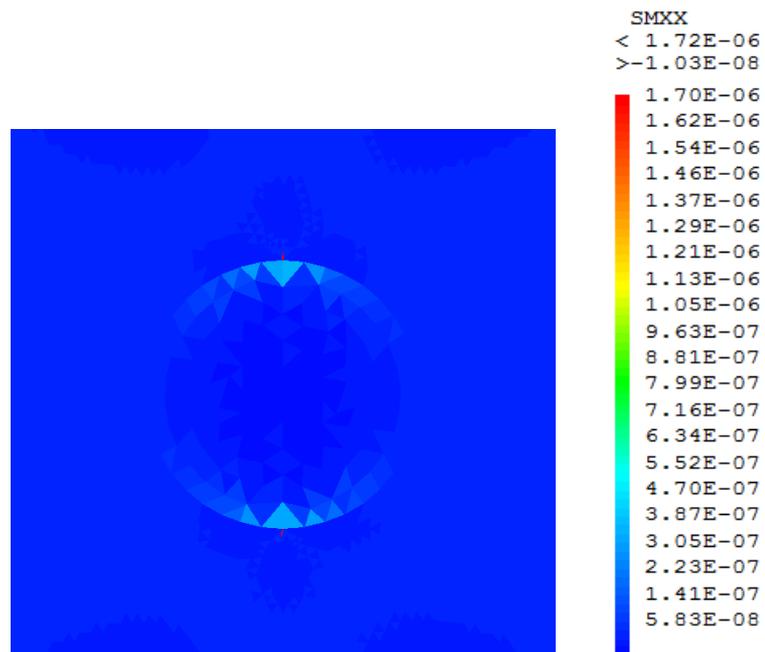


Figure IV.23 Distribution des contraintes longitudinales pour une seule particule ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$.

b) Pour quatre particules ($d_p = 39.22 \mu\text{m}$)

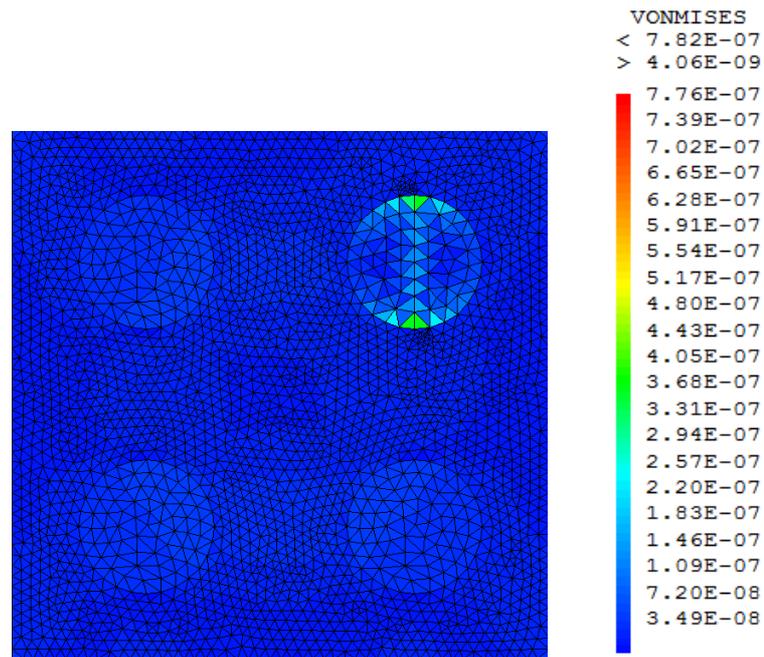


Figure IV.24 Distribution des contraintes Von Mises pour quatre particules ($\text{N}/\mu\text{m}^2$) pour $V_f = 20\%$

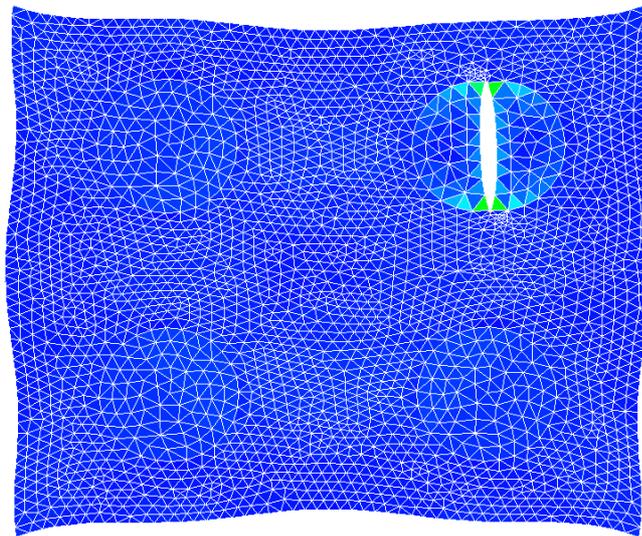


Figure IV.25 Déformation du composite à quatre particules pour $V_f = 20\%$

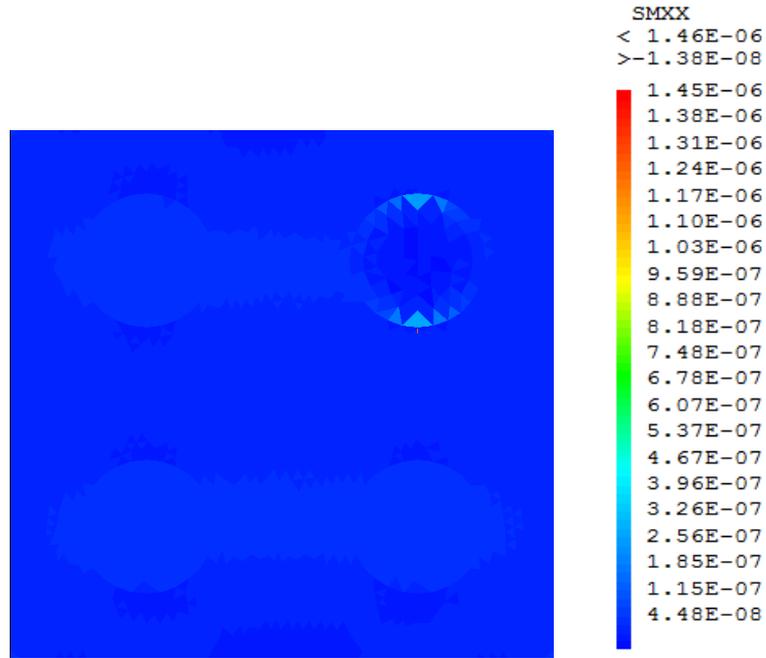


Figure IV.26 Distribution des contraintes longitudinales pour quatre particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f = 20\%$.

c) Pour neuf particules ($d_p = 26.15 \mu m$)

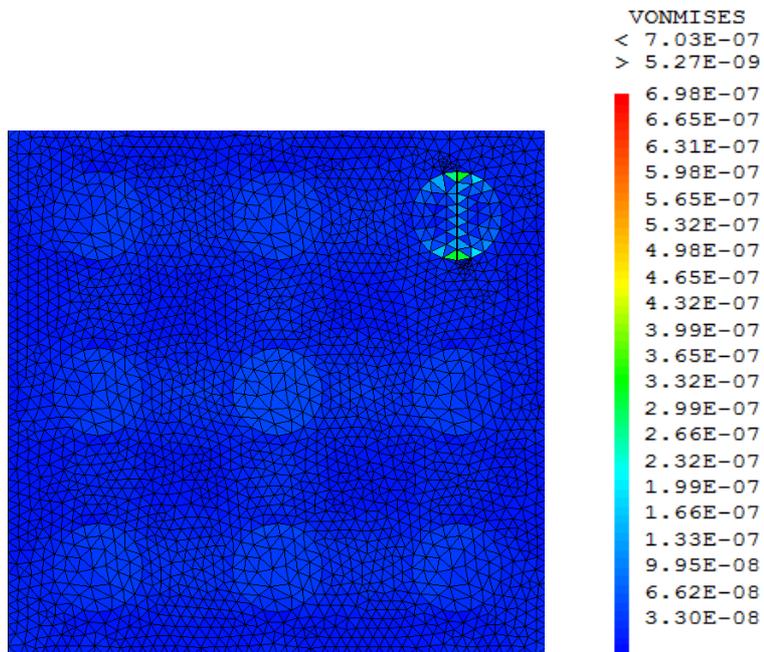


Figure IV.27 Distribution des contraintes Von Mises pour neuf particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f = 20\%$

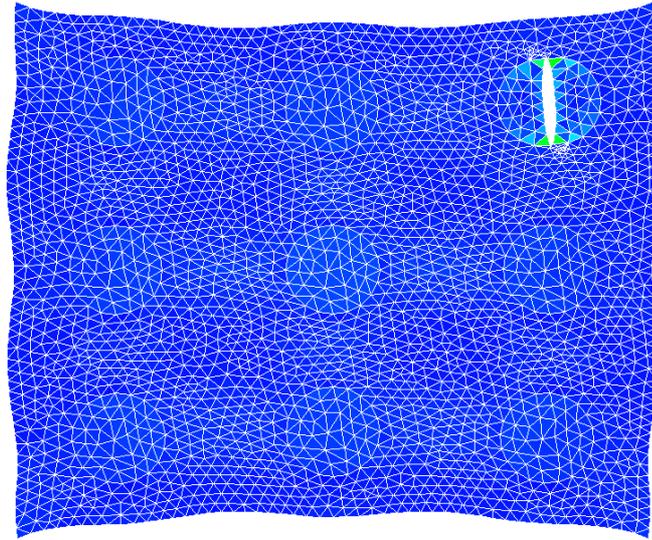


Figure IV.28 Déformation du composite a neuf particules pour $V_f = 20\%$

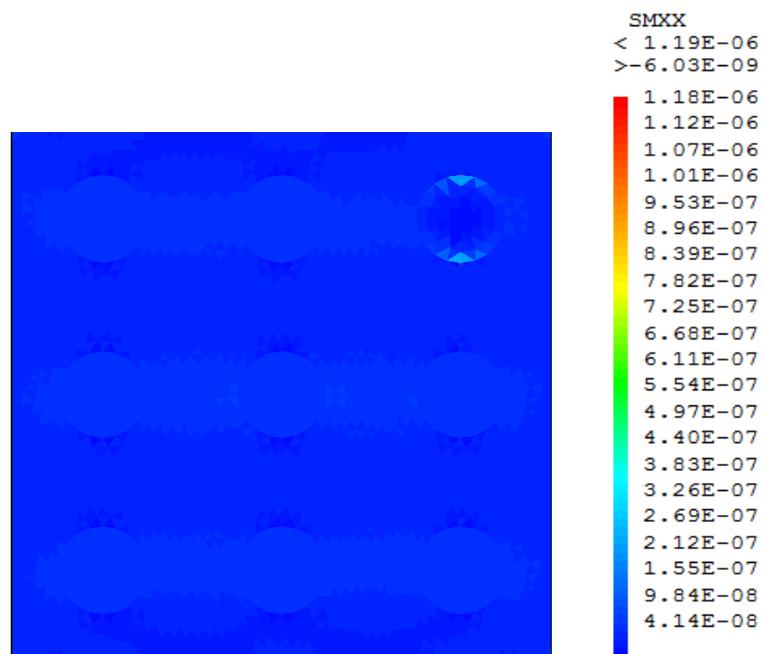


Figure IV.29 Distribution des contraintes longitudinales pour neuf particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f = 20\%$.

d) Pour seize particules ($d_p = 19.61 \mu m$)

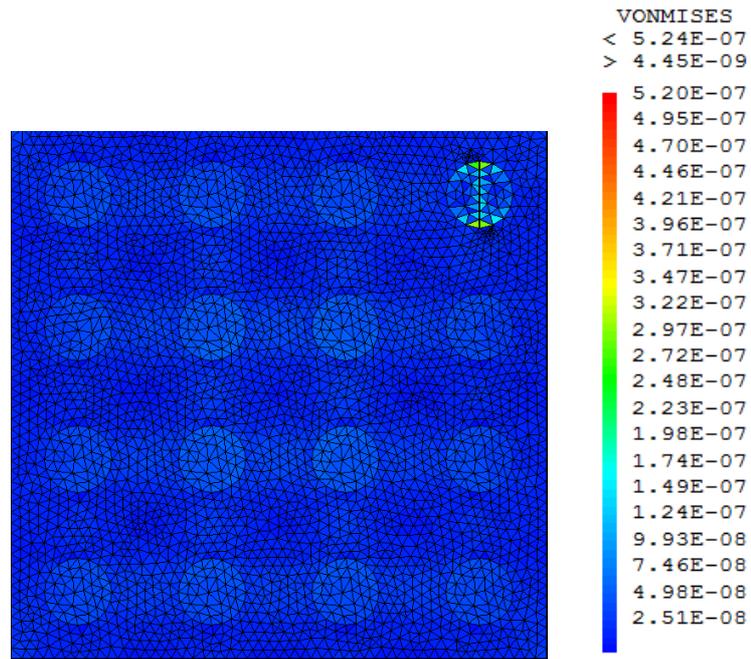


Figure IV.30 Distribution des contraintes Von Mises pour seize particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f=20\%$

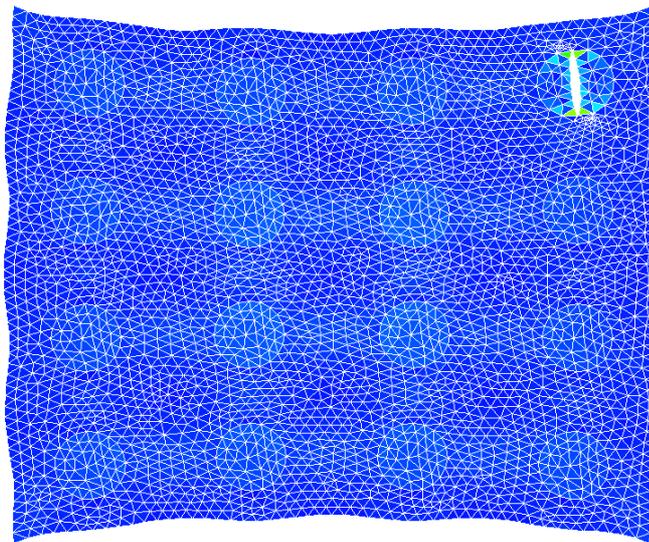


Figure IV.31 Déformation du composite à seize particules pour $V_f=20\%$

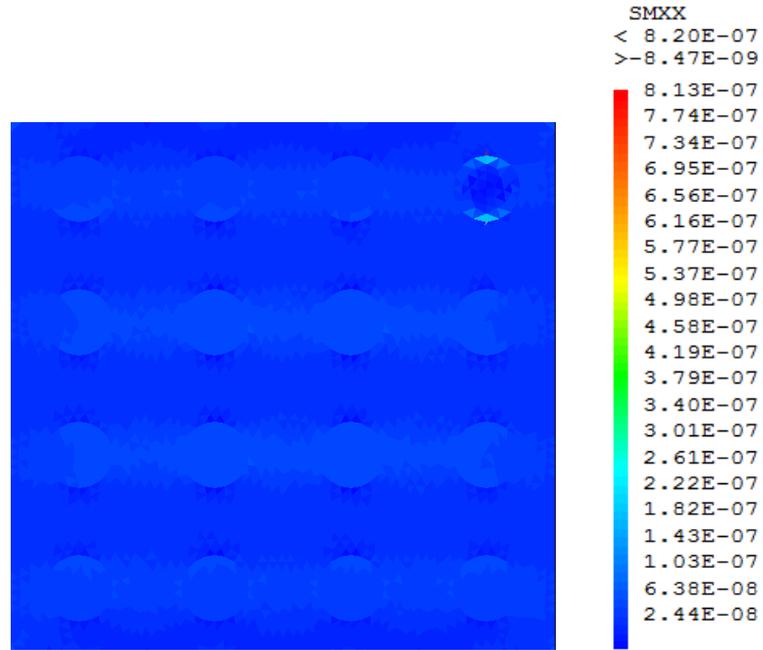


Figure IV.32 Distribution des contraintes longitudinales pour seize particules ($N/\mu m^2$) pour $V_f = 20\%$.

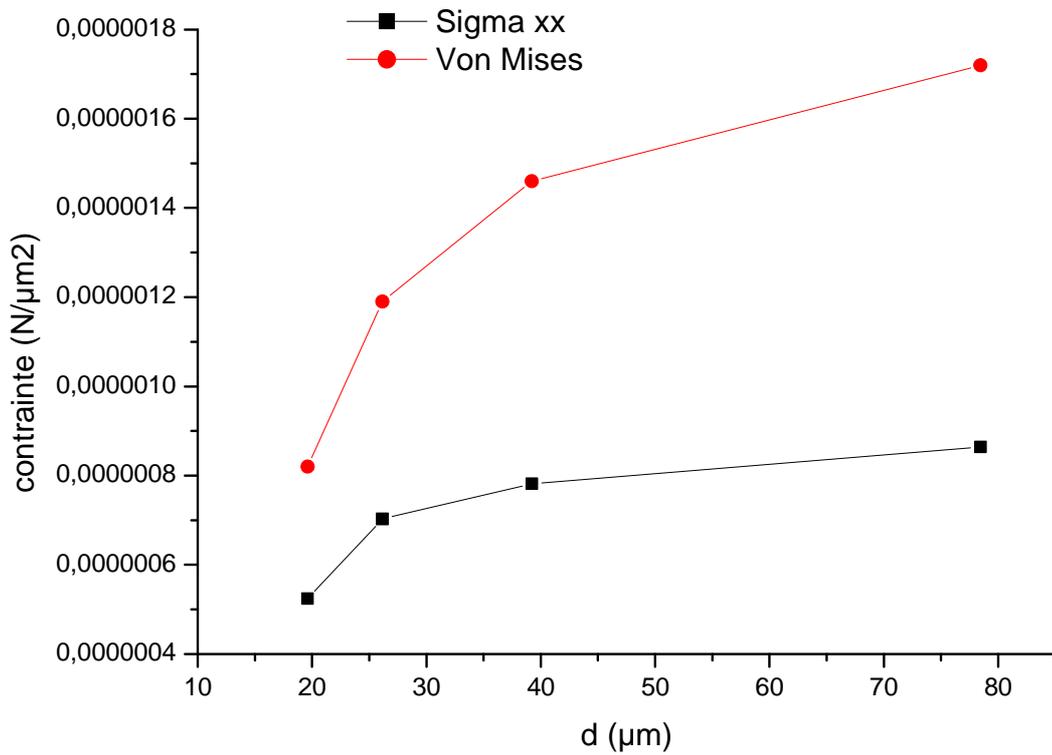


Figure IV.33 Evolution des contraintes Von Mises et longitudinale en fonction du diamètre des particules

Sur les Figures IV.21, IV.24, IV.27 et IV.30 qui représentent la distribution des contraintes de Von Mises dans les modèles endommagés, on remarque que les contraintes ne sont pas concentrées dans toutes les particules, mais dans la particule cassée avec une valeur élevée par rapport aux modèles non endommagés.

Sur les Figures IV.22, IV.25, IV.28 et IV.31 qui représentent la déformation du composite, nous constatons que la cassure d'une particule affecte la matrice avoisinante ce qui peut conduire à une déchirure complète du composite.

Les Figures IV.23, IV.26, IV.29 et IV.32 représentent la distribution des contraintes longitudinales dans les modèles endommagés.

Sur la Figure IV.33, il est visible que, lorsque le diamètre des particules diminue, les contraintes diminuent aussi et ce pour la même fraction volumique (dans les deux cas) ; et il y en est de même pour les contraintes longitudinale σ_{xx} .

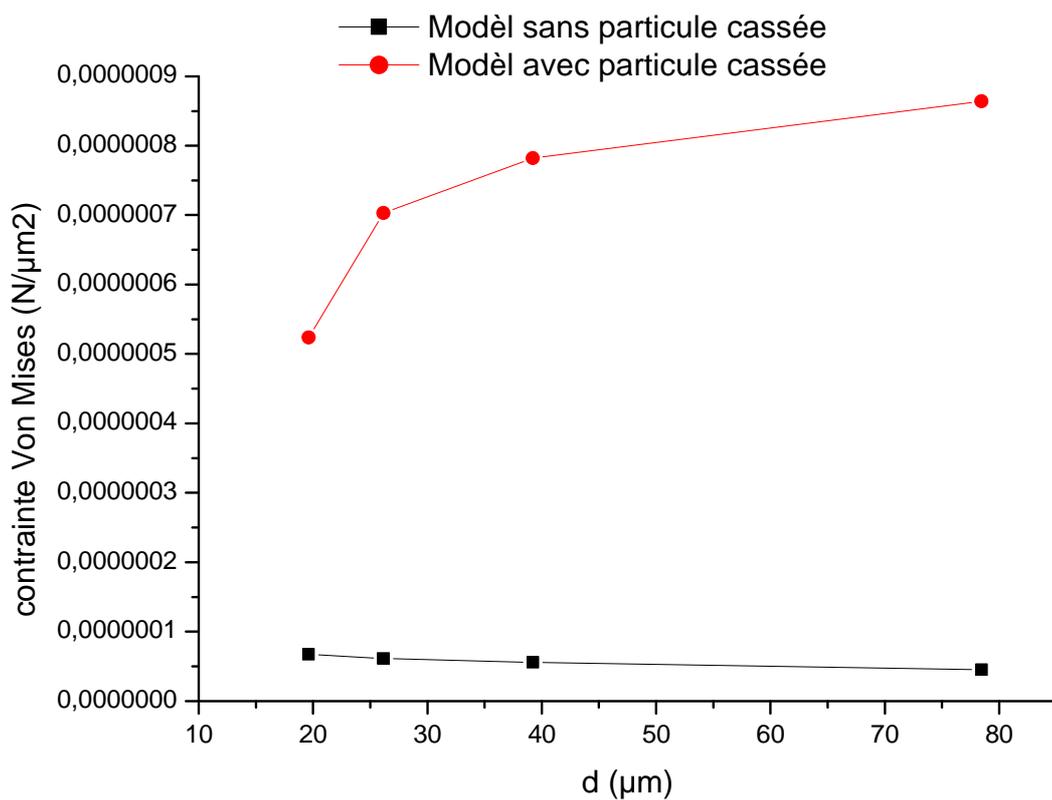


Figure IV.34 Evolution des contraintes Von Mises et fonction du diamètre des particules

Nous avons présenté sur la Figure IV.34 les courbes de l'évolution des contraintes Von Mises dans les deux cas (cassée et non cassée) en fonction du diamètre. On remarque sur cette figure, que dans le cas d'une particule cassée, les contraintes diminuent en fonction du diamètre. En revanche, dans le cas d'une particule (non cassée) les contraintes diminuent légèrement, alors nous pouvons dire que la réduction du diamètre n'a presque aucun effet sur la résistance du composite. On peut déduire que la réduction du diamètre n'est pas bénéfique dans le cas des particules non cassées.

IV.4 Conclusion

Cette étude concerne l'évolution des contraintes de Von Mises dans un composite à matrice thermoplastique renforcé par des particules. La réduction du diamètre n'a presque aucun effet sur le composite. Par contre dans le cas d'une particule cassée, la réduction du diamètre conduit à la diminution des contraintes de Von Mises et contraintes longitudinales (pour la même fraction volumique). L'impact d'une seule cassure de particule est moins significatif (cas d'un diamètre réduit), et ceci est dû à l'augmentation de la surface de contact.

*Conclusion
générale
et perspectives*

Conclusion générale et perspectives

Notre travail s'articule sur l'étude du comportement mécanique d'un composite constitué d'une matrice thermoplastique (Polyamide 66) renforcé par des renforts (verre E) discontinus.

Certaines familles de polymères ont un comportement visqueux, parce qu'ils présentent une sensibilité à la vitesse de déformation qui s'explique par un phénomène moléculaire. Le temps de réarrangement des macromolécules est influé par cette vitesse de déformation. Si les molécules n'ont pas le temps de retrouver un état d'équilibre, le polymère se comportera de manière fragile. Sinon, le comportement sera de type ductile. L'efficacité du renforcement par renforts discontinus de verre dépend de la qualité de l'adhésion renforts/matrice qui est conditionnée par le traitement des renforts.

Les propriétés mécaniques d'un thermoplastique chargé en renforts de verre résultent d'une combinaison des propriétés de la matrice, des renforts et de la capacité à transférer la charge via l'interface renforts/matrice. Des variables comme le taux de charge, la longueur, le diamètre et l'orientation des renforts sont d'une grande importance quant aux propriétés finales du composite.

Le polyamide non chargé (PA66 - %) présente un comportement ductile caractérisé par un plateau de déformation plastique donnant lieu à une déformation à la rupture importante. Le renforcement du polyamide 66 par des renforts de verre contribue à lui conférer un comportement mécanique fragile avec une augmentation de la contrainte à la rupture, quel que soit le taux de charge. Cette fragilité est traduite par une limitation de la déformation à la rupture.

Les réponses aux questions posées durant notre étude sur le comportement d'un composite d'une matrice thermoplastique se résument comme suit :

- Dans le cas d'une distribution des fibres courtes uniforme, on a constaté que l'évolution des contraintes Von mises est linéaire avec la fraction volumique des fibres.
- Dans le cas d'une distribution des fibres courtes non uniforme, on a remarqué que la concentration des contraintes n'est plus sur les extrémités des fibres, mais sur l'une des fibres.

Plus que les fibres se rapproche l'une de l'autre, les contraintes augmentent considérablement de $5.62 \times 10^{-7} \text{ N}/\mu\text{m}^2$ jusqu'à $6.28 \times 10^{-7} \text{ N}/\mu\text{m}^2$ parce que la matrice est moins présente entre les fibres. La valeur de la fraction volumique maximale des fibres augmente d'une manière monotone quand l'espace entre les fibres diminue. Par conséquent, la valeur de la fraction volumique maximale réelle des fibres peut être inférieure aux résultats actuels. Le faible espacement entre les fibres aura tendance à limiter la croissance des défauts dans la matrice dans une direction. Ce faible espacement entre les fibres peut avoir des conséquences importantes.

- Les arrangements idéals (carré et hexagonale) de conditionnement sont généralement utilisés pour développer des modèles micromécaniques en raison de leur simplicité. Cependant, ils ne sont pas observés dans les composites réels, sauf dans quelques régions localisées. Les différentes déformations dans différentes parties de la matrice ont entraîné une contrainte supplémentaire et généré une distribution de contrainte non uniforme.

- Les résultats de la modélisation par éléments finis indiquent que, pour la même fraction volumique ($V_f = 20\%$) et la même charge appliquée ($F = 5.65 \times 10^{-8} \text{ N}/\mu\text{m}^2$), les contraintes maximales de Von Mises développées diminuent à mesure que le diamètre de la fibre diminue (9.5, 6.33 et 4.75 μm). 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 de 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.

De la discussion précédente, on peut constater 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 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 contraintes de Von Mises dans le modèle endommagé ne sont pas concentrées dans les extrémités des fibres, mais dans la fibre cassée avec une valeur élevée (modèle à deux fibres $1.83 \times 10^{-6} \text{ N}/\mu\text{m}^2$). Lorsque le diamètre de la fibre diminue, la surface de contact entre les fibres et la matrice augmente, ce qui implique davantage d'adhérence entre les fibres et la

matrice, ce qui implique que lorsque le diamètre de la fibre diminue, l'influence des fibres cassées est moins importante sur le composite pour la même fraction volumique.

- Dans le cas des particules, contrairement au composite renforcé par des fibres courtes, on a constaté que la réduction du diamètre (19.61, 26.15, 39.22 et 78.45 μm) n'a presque aucun effet sur les contraintes Von Mises et longitudinales. Par contre dans le cas d'une particule cassée, la réduction du diamètre conduit à la diminution des contraintes de Von Mises de (8.24×10^{-7} à $5.24 \times 10^{-7} \text{ N}/\mu\text{m}^2$) et contraintes longitudinales (1.72×10^{-6} à $8.20 \times 10^{-7} \text{ N}/\mu\text{m}^2$) pour la même fraction volumique. L'impact de la cassure d'une particule est significatif seulement lorsque le diamètre réduit.

En perspective, nous proposons de prendre en compte l'influence de la longueur et de l'orientation des fibres courtes. Et nous utilisons des renforts de même matériau que la matrice.

Comme, la forme des particules joue un rôle très important dans la distribution des contraintes au sein du composite, il est nécessaire d'étudier l'influence de la forme des particules sur le comportement du composite. Et nous pouvons étudier l'impact de la cassure de plusieurs particules.

Enfin, les composites hybrides commencent à prendre place dans l'industrie moderne soit par l'utilisation des fibres de natures différentes ou l'utilisation des fibres et des particules en même temps comme renforts.

*Références
Bibliographiques*

Références Bibliographiques

- [1] Emmanuelle REYNAUD, « *Etude des relations Structure – Propriétés mécaniques de thermoplastiques renforcés par des particules inorganiques nanoscopiques* », Thèse de Docteur, INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUEES DE LYON INSA, 2000.
- [2] A. Sjogren: “*Failure Behaviour of Polypropylene/Glass Bead Composites*”, Luleå University of Technology S-971 87 Luleå, Sweden, 1995.
- [3] Mustapha El Mouden. « *Une nouvelle méthode d’homogénéisation des matériaux composites élastiques* ». Sciences de l’ingénieur [physics]. UPVM - Université Paul Verlaine - Metz, 1995.
- [4] Subodh K. Mital, Pappu L. N. Murthy and Robert K. Goldberg, *National Aeronautics and Space Administration (NASA)*, 1996.
- [5] A Kulkarni, N Aswini, C R Dandekar and S Makhe, “*Modeling of short fiber reinforced injection moulded composite*”, International Conference on Structural Nano Composites (NANOSTRUC 2012),
- [6] S. Houshyar, R. A. Shanks, A. Hodzic, “*Modelling of polypropylene fibre-matrix composites using finite element analysis*”, eXPRESS Polymer Letters Vol.3, No.1 2–12. 2009.
- [7] T. S. CREASY AND Y. S. KANG, “*Fiber Orientation during equal channel angular extrusion of Short fiber reinforced thermoplastics*”, Journal of Thermoplastic Composite Materials; 17; 205. 2004.
- [8] Hong Gun Kim and Lee Ku Kwac, “*Evaluation of elastic modulus for unidirectionally aligned short fiber composites*”, Journal of Mechanical Science and Technology, Vol.23, pp 54~63. 2009.
- [9] Helmut J. Böhm, A. Rasool, *International Journal of Solids and Structures*, **87**, p. 90–101 (2016). <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2016.02.028>
- [10] S. Y. Fu, X.Q. Feng, B. Lauke and Y.W. Mai, *Composites Part B*, **39**, p. 933-961 (2009). [doi:10.1016/compositesb.2008.01.002](https://doi.org/10.1016/compositesb.2008.01.002)
- [11] P. Kamalbabu, GC. Mohan Kumar, *Procedia Materials Science*, **5**, p. 802–808 (2014). [doi: 10.1016/j.mspro.2014.07.331](https://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.07.331).
- [12] Abir AL-MAGHRIBI, « *Comportement des matériaux composites a fibres Courtes : applications a l’impact basse vitesse* », Thèse de Docteur de l’université Paul Sabatier Toulouse, 2008.

- [13] Abba RADJEB, « *Simulation numérique de l'orientation de fibres en injection de thermoplastique renforcé* », Thèse de Docteur de l'école nationale supérieure des mines de Paris, 2007.
- [14] Hedi NOURI, « *Modélisation et identification de lois de comportement avec endommagement en fatigue polycyclique de matériaux composite à matrice thermoplastique* », Thèse de Docteur de l'école nationale supérieure d'arts et métiers ParisTech, 2009
- [15] Duy Cuong NGUYEN, « *Caractérisation de l'interface fibre/matrice. Application aux composites polypropylène/chanvre* », Thèse de Docteur de l'université de technologie de Troyes, 2016.
- [16] Mohamed RAGOUBI, « *Contribution à l'amélioration de la compatibilité interfaciale fibres naturelles/matrice thermoplastique via un traitement sous décharge couronne* », Thèse de Docteur de l'Université Henri Poincaré Nancy 1, 2010.
- [17] Roger Vodicka, « *Thermoplastics for Airframe Applications A Review of the Properties and Repair Methods for Thermoplastic Composites* », Defence Science and Technology Organisation (DSTO), Australia 1996.
- [18] GLOSSAIRE DES MATERIAUX COMPOSITES – CARMA –Actualisation octobre 2006.
- [19] Matthieu AMBID, « *Evaluation de nanocomposites polypropylène/silicate pour l'isolation électrique : Etude des phénomènes de polarisation, de conduction et des propriétés optiques.* », Thèse de Docteur de l'université Toulouse III - Paul Sabatier, 2007.
- [20] N. Parvin and M. Rahimian, *ACTA PHYSICA POLONICA A*, 121, No.1, p. 108-110 (2012)
- [21] N. Chawla and Yu-Lin Shen, *ADVANCED ENGINEERING MATERIALS*, 3, No.6, p. 357-370 (2001).
- [22] Hurang Hu, « *Characterizing and Modeling Mechanical Properties of Nanocomposites – Review and Evaluation*», Vol. 9, No.4, pp.275-319, 2010
- [23] Abdoulaye SEYNI, « *Propriétés physico-chimiques et d'usage de matériaux composites à charge dégradable produits par co-broyage* », Thèse de Docteur de l'université DE TOULOUSE, 2008.
- [24] Tania RISSON, « *comportement en fluage de composites à renfort carbone et matrices époxyde et Peek* », Thèse de Docteur de l'école centrale de Lyon, 1998.
- [25] Bouchaïb MOUHMI, « *Etude de l'endommagement et de la rupture d'un polyamide 66 chargé en fibres de verre courtes* », Thèse de Docteur de l'UNIVERSITÉ DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE Décembre 2007.
- [26] IMÈNE SLAMA, « *caractéristiques physico-mécaniques des composites boisplastiques provenant de la valorisation des résidus des panneaux mdf- étude des possibilités de recyclage* », Thèse de Docteur de l'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC, Avril 2009.

- [27] J.F. Agassant, J.M. Haudin, « *Mise en forme des polymères thermoplastiques* », in M. Carrega (éditeur), Les référentiels Dunod, Pratique des matériaux industriels, sous-chapitre 2.3.2, Dunod, Paris (1991).
- [28] G. Coroller et al, « *Contribution à l'étude des propriétés d'un composite PP/lin mis en œuvre par extrusion* », JNC 17 - Poitiers 2011.
- [29] Alexandre Vivet, « *Renforcement des matrices polymères et des matériaux composites par des nanoparticules* », Mécanique des matériaux. Université de Caen, 2012.
- [30] Florian Gehring, « *Etude du comportement mécanique et de l'endommagement de composites thermoplastiques renforcés de fibres courtes de chanvre : Approche expérimentale et modélisation* ». Thèse de Docteur de l'université de Lorraine 2013.
- [31] Ciambella, J., Stanier, D. C., & Rahatekar, S. S. (2017). "Magnetic alignment of short carbon fibres in curing composites". *Composites Part B: Engineering*, 109, 129-137.
- [32] Jean-Marie Berthelot, « *Mécanique des Matériaux et Structures Composites* », Les Clousures, Chemin des Horts 05290 Vallouise France, Septembre 2013.
- [33] Bryan Harris, « *ENGINEERING COMPOSITE MATERIALS* », the Institute of Materials, London 1999.
- [34] 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).
- [35] 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).
- [36] Bénédicte BONNET, « *Comportement au choc de matériaux composites pour applications automobiles* », thèse doctorat a l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Avril 2005.
- [37] Valentin Romanov, « *statistical analysis of real and simulated fibre arrangements in unidirectional composites* », *Composites: Science and Technology* 73 (2013) p. 126-134.
- [38] William Matthew Peterson, « *effect of fiber diameter on stress transfer and interfacial damage in fiber reinforced composites* », MONTANA STATE UNIVERSITY Bozeman, Montana, July 2011.
- [39] Y.T. Zhu, J A. Valdez et al., "Mechanical Properties of Bone-Shaped-Short-Fiber Reinforced Composites", *Acta Materialia*, LAUR 98-5326.
- [40] 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 (1996) 1179-1190.
- [41] Nicolas Despringre, "Analyse et modélisation des mécanismes d'endommagement et de déformation en fatigue multiaxiale de matériaux composites : polyamide renforcé par des fibres courtes", thèse doctorat a l'Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2015.

[42] Arnaud COULON, « *Injection des polyamides renforcés de fibres de verre longues : relations mise en œuvre/Comportement thermomécanique* », Thèse doctorat a l'UNIVERSITÉ DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE, 2008.

[43] P.J.Herrera-Franco, A.Valadez-González, “*A study of the mechanical properties of short natural-fiber reinforced composites*”, Elsevier Volume 36, Issue 8, December 2005, 597-608.

[44] Anne Le Duc, « *Comportement et rupture de fibres cellulosiques lors de leur compoundage avec une matrice polymère* », thèse doctorat a l'École nationale supérieure des mines de Paris, Décembre 2013.

[45] B. Lauke, “*Fracture toughness modelling of polymers filled with inhomogeneously distributed rigid spherical particles*”, eXPRESS Polymer Letters, Vol.11, No.7. p. 545–554, 2017. <https://doi.org/10.3144/expresspolymlett.2017.52>

[46] Wenhai Wang, Keya Sadeghipour, and George Baran” *Finite element analysis of the effect of an interphase on toughening of a particle reinforced polymer composite*”, Compos Part A Appl Sci Manuf. Vol. 39, No 6, p. 956–964, 2008.

[doi:10.1016/j.compositesa.2008.03.016](https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2008.03.016).

[47] Shao – Yun Fu, Xi – Qiao Feng, et al., “*Effects of particle size, particle/matrix interface adhesion and particle loading on mechanical properties of particulate polymer composites*”, Composites: Part B39, p. 933 – 961, 2008.

[48] Vincent CARMONA, “*Etude de l'endommagement de matériau composite par tomographie X et émission acoustique*”, Thèse de doctorat en génie des matériaux, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2009.

[49] ANDERS SJÖGREN, “*Failure Behavior of Polypropylene/Glass Bead Composites*”, Division of Polymer Engineering, Department of Materials and Production Engineering, Luleå University of Technology, S-971 87 Luleå, Sweden, 1995.

[50] Kiet Van Chau, « *static and cyclic compressive fatigue of thermoplastic-matrix composite in ambient and moisture environments* », National Center for Composite Materials Research at University of Illinois, Urbana – Champaign. August, 1990.

[51] J. F. COLLINS B.Sc. Hons, “*The strength and failure behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6*”, a thesis submitted for the degree of Doctor of Philosophy in the University of Surrey. 1981.

[52] Paul Tyrrel Curtis B.A. Hons, “*The strength of fibre filled thermoplastics*”, a thesis submitted for the degree of Doctor of Philosophy in the University of Surrey. 1976.

[53] J. L. Kardos, “*Critical issues in achieving desirable mechanical properties for short fiber composites*”, Pure & Appl. Chem., Vol. 57, No. 1 1, pp. 1651—1657, 1985.

[54] Anh Dung NGÔ, « *Matériaux composites* », SYS-857, 2013.

[55] Hong Gun Kim Lee Ku Kwac. “*Evaluation of elastic modulus for unidirectionally aligne short fiber composites*”, 2009.

[56] Cox H.L., ‘*The elasticity and strength of paper and other fibrous materials*’, *British Journal of Applied Physics*, **3**, N°1 (1952) 72-79

- [57] Bhagwan D. Agarwalx, “*analysis and performance of fiber composites*”, THIRD EDITION, Printed at: Sai Printo Pack Pvt. Ltd. Delhi, ISBN: 978-81-265-3636-8, Reprint: 2015
- [58] John F. O’Gara et al. “*predicting the tensile strength of short glass fiber reinforced injection molded plastics*”, Delphi Research Labs. 2010.
- [59] Kherbouche Laaziz, “*Introduction aux modélisations et aux méthodes de calcul des matériaux composites*», Thèse de Magistère de l’Université Mouloud MAMMERRI Tizi-ouzou, Algérie, 2010.
- [60] Kelly, A., Tyson, W.R., 'Fiber strenthened materials', in *High Strength Materials*, V.F. Zackay Ed., J. Wiley & Sons, London (1964) 578-602.
- [61] Karen Ka Yan Liu, “*ORIGINS OF SHEAR STRENGTH OF POLYMERS AND REINFORCED POLYMERS*”, thesis for the Degree of Doctor of Philosophy, Department of Chernal Engineering and Applied Chemistry, in the University of Toronto, 1997.
- [62] NING PAN,” *Theoretical Determination of the Optimal Fiber Volume Fraction and Fiber-Matrix Property Compatibility of Short Fiber Composites*”, POLYMER COMPOSITES, APRIL 1993, Vol. 14, No. 2.
- [63] 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.
- [64] 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.
- [65] Ioannis Ioannou, “*A Study on the Numerical Characterisation of Short Fibre Reinforced Composites*”. Thèse de Docteur de l’Université de Sheffiled, Septembre, 2014.
- [66] Thiago Medeiros Araujo and Alessandro Pegoretti, “*Liquid crystalline single-polymer short-fibers composites*”, Composite Interfaces, Vol. 20, No. 4, 287–298, 2013.
- [67] Biju Balan, Babu Reddy and K Badari Narayana, “*Development of a code to generate randomly distributed short fiber composites to estimate mechanical properties using FEM*”, International Journal of Theoretical and Applied Mechanics. Volume 12, Number 4 (2017) pp. 863-872.
- [68] Mustapha MALHA, “*Mise en œuvre, caractérisation et modélisation de matériaux composites : polymère thermoplastique renforcé par des fibres de doum*”, Thèse de Docteur de l’UNIVERSITÉ MOHAMMED V – AGDAL, 2013.
- [69] R. WIRAWAN, E.S. ZAINUDIN & S.M. SAPUAN, “*Mechanical Properties of Natural Fibre Reinforced PVC Composites*”, Sains Malaysiana 38(4): 531–535. 2009.
- [70] Seira Morimune-Moriya, Takuya Goto et Takashi Nishino, “*Effect of aspect ratio of graphene oxide on properties of poly (vinyl alcohol) nanocomposites*”, Nanocomposites, 5:3, 84-93, (2019).

[71] Romina Del Rey et al., “*Effect of Sodium Hydroxide Treatments on the Tensile Strength and the Interphase Quality of Hemp Core Fiber-Reinforced Polypropylene Composites*”, *Polymers* 2017, 9, 377.

[72] B. Paluch, *Journal of Composite Materials*, 30,4 (1996) 454-485

[73] Spencer, A., *Composites Science and Technology*, Vol. 27, p. 93 – 109, (1986).
[http://doi.org/10.1016/0266-3538\(86\)90066-7](http://doi.org/10.1016/0266-3538(86)90066-7)

[74] S.C. Sharma, “*Composite materials*”, Narosa Publishing House. 2000.

[75] Nikhilesh Chawla and Yu-Lin Shen, “*Mechanical Behavior of Particle Reinforced Metal Matrix Composites*”, *ADVANCED ENGINEERING MATERIALS*, Vol. 3, No. 6, P. 357 – 370, 2001.

[76] A. Kanagaraj, C. Franciskennathamreth, M. Ajithkumar et al., “*Development of particle reinforced composite by plastic and e-waste*”, *International Journal of Advance Research, Ideas and Innovations in Technology*, Vol. 5, No. 2, p. 280 – 285, 2019.

[77] Hanry Yang, Lin Jiang, Martin Balog et al., “*Reinforcement Size Dependence of Load Bearing Capacity in Ultrafine-Grained Metal Matrix Composites*”, *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, Vol. 48A, p. 4385, 2017,

DOI: [10.1007/s11661-017-4186-7](https://doi.org/10.1007/s11661-017-4186-7)

[78] Shao – Yun Fu, Xi – Qiao Feng, et al., “*Effects of particle size, particle/matrix interface adhesion and particle loading on mechanical properties of particulate polymer composites*”, *Composites: Part B* 39, p. 933 – 961, 2008.

[79] E. Guth, “*Theory of Filler Reinforcement*,” *Journal of Applied Physics*, 1945, Vol. 16, No. 1, pp. 21-25. <https://doi.org/10.1063/1.1707495>

[80] Mohammed Abdulsattar Mohammed, “*Mechanical Behavior for Polymer Matrix Composite Reinforced By Copper Powder*”, *Nahrain University, College of Engineering Journal (NUCEJ)*, Vol.14, No.2, pp.160-176, 2011.

[81] Yasser Zare, “*Development of Nicolais–Narkis model for yield strength of polymer nanocomposites reinforced with spherical nanoparticles*”, *International Journal of Adhesion & Adhesives*, Vol. 70, p. 191–195, 2016.

<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2016.07.006>

[82] Hanane NECHAD, « *Evaluation de l’endommagement et de la rupture de matériaux hétérogènes par ultrasons et émission acoustique : Estimation de la durée de vie restante* », Thèse doctorat à l’Ecole doctorale : Matériaux de Lyon, 2004.

[83] F. T. Wallenberger, “*Fiberglass and Glass Technology, Energy-Friendly Compositions and Applications*”, XV, 474p, Hardcover, 2010.

[84] Cédric THOMAS, « *Etude des mécanismes d’endommagement des composites fibres de carbone / matrice polyamide : application à la réalisation de réservoirs de stockage de gaz sous haute pression de type IV* », Thèse doctorat à l’École nationale supérieure des mines de Paris. 2011.

[85] Castem, <http://www-cast3m.cea.fr>

- [86] S. Houshyar, R and al.. “*Modelling of polypropylene fibre-matrix composites using finite element analysis*”, eXPRESS Polymer Letters Vol.3, No.1, 2–12. 2009.
- [87] H.F. Lei, Z.Q and Zhang, B. Liu. “*Effect of fiber arrangement on mechanical properties of short fiber reinforced composites*”, Elsevier Composites Science and Technology, 72, 506–514. 2012.
- [88] John F. O’Gara and al. “*predicting the tensile strength of short glass fiber reinforced injection molded plastics*”, Delphi Research Labs. 2010.
- [89] 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), pp.287-291; Mar-Apr 2012.

Annexe

Présentation générale de Cast3M

Le développement des codes de calcul a évolué de pair avec le matériel informatique. Au départ, les programmes de calcul étaient écrits pour résoudre des problèmes donnés et fonctionnaient généralement en boîte noire. Cast3M est un logiciel de calcul par la méthode des éléments finis pour la mécanique des structures et des fluides. Cast3M est développé au Département de Modélisation des Systèmes et Structures (DM2S) de la Direction de l'Énergie Nucléaire du Commissariat à l'Énergie Atomique et aux Énergies Alternatives (CEA).

Organisation d'un calcul

Une analyse générale effectuée à l'aide de la méthode des éléments finis peut se décomposer en quatre grandes étapes :

- le choix de la géométrie et du maillage,
- la définition du modèle mathématique,
- la résolution du problème discrétisé,
- l'analyse et le post-traitement des résultats.

Chacune des étapes peut également être décomposée en une série de processus élémentaires.

Programme de simulation

Répartition uniforme des fibres dans la matrice

1. Choix de la géométrie et du maillage

OPTI DIME 2;

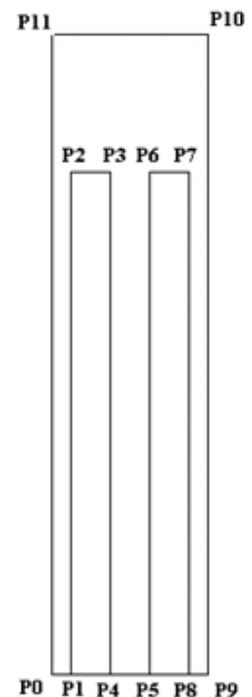
OPTI ELEM Tri3;

– Définition des points, lignes, surfaces et volumes.

Points :

RF = 4.75; RM = 8.261; LF = 122.; LM = 134.449;

$p_0 = 0. 0.$; $P_1 = (RM-RF) 0.$; $P_2 = (RM-RF) LF$; $P_3 = (RM+RF) LF$;
 $P_4 = (RM+RF) 0.$; $P_5 = ((3*RM)-RF) 0.$; $P_6 = ((3*RM)-RF) LF$;
 $P_7 = ((3*RM)+RF) LF$; $P_8 = ((3*RM)+RF) 0.$; $P_9 = (4*RM) 0.$;
 $P_{10} = (4*RM) LM$; $P_{11} = 0. LM$;



Lignes

l1 = d 4 p0 p1; l2 = d 30 p1 p2; l3 = d 4 p2 p3; l4 = d 30 p3 p4; l5 = d 8 p4 p5;
 l6 = d 30 p5 p6; l7 = d 4 p6 p7; l8 = d 30 p7 p8; l9 = d 4 p8 p9; l10 = d 30 p9 p10;
 l11 = d 30 p10 p11; l12 = d 30 p11 p0; l13 = d 4 p4 p1; l14 = d 4 p8 p5;

Contours et surface :

CONT1 = l2 ET l3 ET l4 ET l13 ; SURF1 = SURF PLAN CONT1;
 CONT2 = l6 ET l7 ET l8 ET l14 ; SURF2 = SURF PLAN CONT2;
 CONT3 = l11 ET l2 ET l3 ET l4 ET l5 ET l6 ET l7 ET l8 ET l9 ET l10 ET l11 ET l12;
 SURF3 = SURF PLAN CONT3 COUL ROUG;
 CONTOT = CONT1 ET CONT2 ET CONT 3;
 Trac CONTOT ;
 SURFTOT = SURF1 ET SURF2 ET SURF3;
 Trac SURFTOT;

2. Définition du modèle mathématique

- Définition des données caractérisant le modèle :
- Définition des propriétés matérielles (constantes d'élasticité, masse volumique, etc...).

Description du matériau isotrope de la fibre

MOD1 = MODE SURF1 MECANIQUE ELASTIQUE ;
 MAT1 = MATE MOD1 YOUNG 64000. NU 0.2 RHO 2.54 ;

Description du matériau isotrope de la matrice

MOD3 = MODE SURF3 MECANIQUE ELASTIQUE ;
 MAT3 = MATE MOD3 YOUNG 3000. NU 0.35 RHO 1.14 ;

- Définition des propriétés géométriques (section des poutres, inerties, épaisseur des coques, etc...).

– Définition des conditions aux limites.

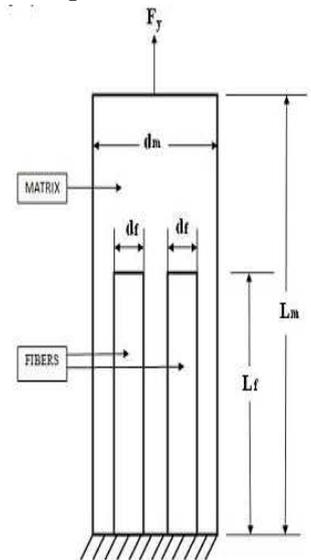
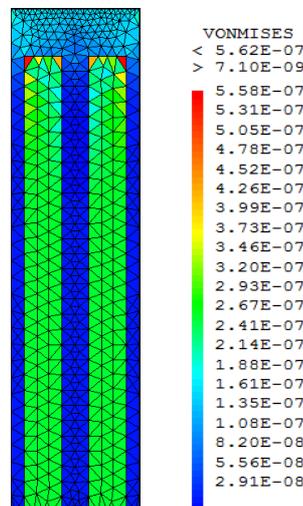
cl1 = bloq uy de la base;

– Définition des sollicitations.

F1 = forc (0. 565E-8);

3. Résolution du problème discrétisé

- Calcul des matrices de rigidité de chaque élément fini.
- Assemblage des matrices de rigidité de la structure complète.

**4. Analyse et post-traitement des résultats :**

Effet du diamètre sur le comportement du composite

Les points PK1, PK2, PK3 et PK4 sont des points capteurs. Ils sont utilisés dans le calcul du module de Young par la méthode des éléments finis.

Pour calculer le module de Young E en utilisant la méthode des éléments finis, nous suivons cette méthode :

$$\sigma = E\varepsilon \Rightarrow E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \Rightarrow E = \frac{F/S}{\Delta L_i/L}$$

$F = F_y$: Force appliqué.

$S = dm$: Section de la matrice (2D).

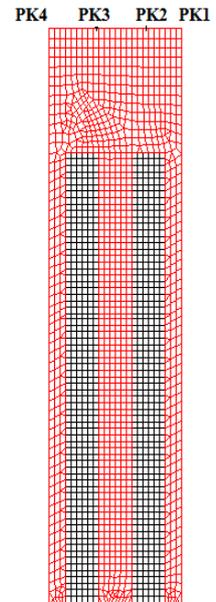
ΔL_i = déplacement de la section (points capteurs PK1, PK2, PK3 et PK4) dans laquelle la force est appliquée;

$L = lm$: Longueur de la matrice.

$$E_i = \frac{F_y/S}{\Delta L_i/l_m}$$

Calculez le module de Young dans les points capteurs PK1, PK2, PK3 et PK4 qui sont E_1 , E_2 , E_3 et E_4 successivement. E sera la moyenne indiquée dans l'équation

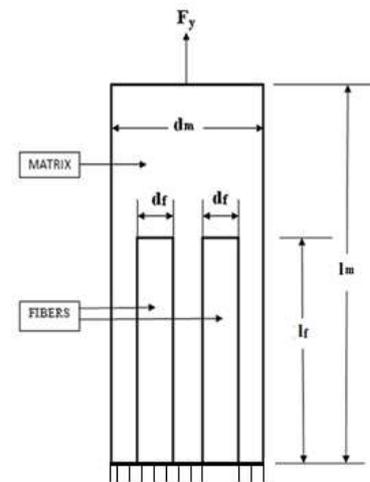
$$E_{fem} = \frac{E_1 + E_2 + E_3 + E_4}{4}$$



Effet des fibres cassées sur le transfert de contrainte

Lorsqu'une fibre cassée est considérée, les conditions aux limites ne changent qu'au niveau de cette fibre. Il aura la libre circulation dans la direction Y.

Ici, l'axe des Y est dans le sens de la longueur de la fibre et de la matrice et le modèle est symétrique d'axe. Nous avons appliqué la même force appliquée sur le model précédent ($F_y = 5,65e-8N/\mu m^2$, c'est-à-dire à $y = l_m$).



RESUME.

Les renforts discontinus sont devenus de plus en plus éléments de renforcement dans des produits fabriqués par extrusion ou par moulage par injection. Le renforcement par des renforts discontinus permet au polymère d'être traité en utilisant les mêmes méthodes que celles utilisées pour les polymères non renforcés. En composites à renforts discontinus, les charges ne sont pas directement appliquées sur les renforts, mais elles sont appliquées à la matrice et transférée sur les fibres à travers les extrémités. Thermoplastiques renforcés par des renforts discontinus sont de plus en plus utilisés dans de nombreuses applications industrielles en raison de leurs propriétés mécaniques intéressantes, un traitement rapide et relativement faible coût de fabrication. Cependant, la concentration et l'orientation des fibres varient d'un point à l'autre. Dans ce travail, le modèle de composite multi renforts a été analysé sous une charge de traction. Le but de ce travail est d'analyser l'influence du diamètre et l'arrangement des renforts sur les contraintes de Von Mises dans un composite à matrice thermoplastique Nylon- 66 renforcé par des renforts discontinus de verre en utilisant l'analyse par éléments finis (FEA). En plus, analysé l'effet d'une cassure du renforts dans le composite avec les mêmes conditions.

MOTS-CLÉS: éléments finis, fibres courtes, particules, composites thermoplastiques, transfert de contrainte, renfort cassé, effet du diamètre.

ABSTRACT

Discontinus renforts are becoming increasingly popular reinforcing elements in products made by extrusion or injection molding. Discontinus renforts reinforcement allows the polymer to be processed employing the same methods as those used for unreinforced polymers. In discontinus renforts composites, loads are not directly applied on the renforts but are applied to the matrix and transferred to the fibers through the fiber ends. Thermoplastics reinforced with discontinus renforts are increasingly used in many industrial applications due to their attractive mechanical properties, rapid processing and relatively low manufacturing cost. However, the concentration and the orientation of the fibers vary from one point to the other. In this work, multi renforts composite model was analyzed under tensile load. The purpose of this work is to analyze the influence of diameter and arrangement of the reinforcement on the Von Mises stress of thermoplastic nylon66 matrix composite reinforced with glass renforts using finite element analysis (FEA). In addition, analyze the renfort breaking effect in the composite with the same conditions.

KEYWORDS: finite element, short fiber, particles, thermoplastic composite, Stress transfer, broken renfort, diametre effect.

ملخص

أصبحت المقويات المتقطعة عناصر معززة بشكل متزايد في المنتجات المصنوعة من القذف أو الحقن. التعزيز باستعمال المقويات المتقطعة يسمح بمعاملة البوليمر باستخدام نفس الأساليب المستخدمة للبوليمرات غير المقواة. في المواد المركبة المعززة بالمقويات المتقطعة، القوى لا يتم تطبيقها على الألياف مباشرة ولكن يتم تطبيقها على المصفوفة ونقلها إلى الألياف من خلال الحافات. تستخدم المواد البلاستيكية الحرارية المقواة بالمقويات المتقطعة بشكل متزايد في العديد من التطبيقات الصناعية بسبب خصائصها الميكانيكية المثيرة للاهتمام، معالجة سريعة وتكلفة التصنيع منخفضة نسبياً. ومع ذلك، يختلف تركيز الألياف واتجاهها من نقطة إلى أخرى. في هذا العمل، تم تحليل نموذج مركب متعدد تحت حمولة الشد. الهدف من هذا العمل هو تحليل تأثير قطر و ترتيب الألياف على الإجهادات Von Mises في مادة مركبة ذات مصفوفة لدائن حرارية مصنوعة من النايلون المقوي بالمقويات الزجاجية باستخدام تحليل العناصر المحدودة. الهدف الثاني من هذه الدراسة هو تحليل تأثير كسر المقوي في المركب بنفس الشروط كما في الهدف الثاني.

كلمات المفتاح: العناصر المحدودة، الألياف القصيرة، الجسيمات، المواد المركبة، نقل الإجهاد، المقوي المكسور، تأثير القطر.