

N° d'ordre: .....

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE  
SCIENTIFIQUE



UNIVERSITÉ DJILLALI LIABÈS DE SIDI BEL ABBÈS  
FACULTÉ DE TECHNOLOGIE  
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE

# THÈSE DE DOCTORAT EN SCIENCES

*Spécialité : Génie Mécanique*  
*Option : Sciences des matériaux*

Présenté et soutenu par  
**Mohammed El Amin MECIRDI.**

---

## **Analyse Tridimensionnelle Des Contraintes Résiduelles dans les Matériaux Composites à Matrice Polymère**

---

Soutenue en 2018 devant le jury composé de :

Pr. KADDOURI Khacem	UDL, Sidi Bel Abbes	Président
Pr. SERIER Boualem	UDL, Sidi Bel Abbes	Directeur de Thèse
MCA. MECHAB Belaïd	UDL, Sidi Bel Abbes	Examineur
Pr. ZIADI Abdelkader	CUBB, Ain Temouchent	Examineur
MCA. BOUAFIA Farida	CUBB, Ain Temouchent	Examineur
MCA. BOUZIANE M <sup>ed</sup> Mokhtar	UMS, Mascara	Examineur

Année Universitaire : 2017~2018

« ...En Sciences des Matériaux, là où il y a une interface, il y a un phénomène à étudier. »

*Professeur. **B. Serier***

*A mes Parents*  
*A mes deux petites Filles Ines & Nermine*  
*A ma Femme*  
*A mes Frères et Sœur*  
*A toute ma Famille*  
*A mes Amis et Collègues*

# REMERCIEMENTS

Il n'y a de force ni de puissance que par Dieu. Cela étant, je commence par remercier Allah d'avoir eu la bonté de m'entourer de personnes formidables qui ont, chacune à leur façon, et ce, à différentes étapes de mon cheminement, contribué, d'une manière ou d'une autre, à la réalisation de cette thèse de doctorat.

Tout d'abord, j'ai beaucoup de reconnaissance et d'admiration à témoigner à mon directeur de thèse, le Pr. **B. SERIER** qui, malgré ses nombreuses occupations, a accepté de prendre la direction de cette thèse, transformant ainsi les difficultés rencontrées en une expérience enrichissante. J'en profite **Pr. SERIER** (puisque ce n'est pas un article scientifique pour faire des phrases courtes) pour vous dire merci pour votre générosité, merci pour votre appui scientifique, merci pour m'avoir constamment encouragé et soutenu tout au long de ces années. Cette thèse et moi vous devons beaucoup, donc trouvez ici l'expression de ma profonde gratitude.

Monsieur **K. KADDOURI**, Professeur à l'université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbes, président du jury de cette thèse, a accepté de me consacrer son temps en examinant le manuscrit. J'en suis honoré et je lui exprime toute ma profonde reconnaissance.

Je remercie également Monsieur **B. MECHAB**, Maitre de Conférences à l'Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbes, d'avoir accepté de se joindre à ce jury.

Je tiens à remercier avec une grande gratitude les jurées venus d'autres universités, et qui ont, malgré leurs nombreuses obligations, acceptés de se déplacer pour m'honorer de leurs présences, il s'agit de monsieur **A. ZIADI** professeur au Centre Universitaire Belhadj Bouchaib d'Ain Temouchent, madame **F. BOUAFIA** Maitre de Conférences au Centre Universitaire Belhadj Bouchaib d'Ain Temouchent, et monsieur **M.M. BOUZIANE** Maitre de Conférences à l'Université Mustapha Stambouli de Mascara.

Mes remerciements vont également à Madame **F. Hamida**, Maitre de Conférences à l'université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbes, pour son soutien morale et encouragement, spécialement dans les moments de doutes.

## Sommaire

<b>INTRODUCTION GENERALE</b>	<b>- 1 -</b>
<b>CHAPITRE I : SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE</b>	<b>- 3 -</b>
<b>I.1 LES MATERIAUX COMPOSITES : GENERALITES</b>	<b>- 4 -</b>
I.1.1 Présentation des composites	- 4 -
I.1.2 Procédés d'élaboration des composites :	- 4 -
<b>I.2 PRESENTATION DES CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES</b>	<b>- 9 -</b>
I.2.1 Définition	- 9 -
I.2.2 Origine des contraintes résiduelles	- 10 -
<b>I.3 CLASSIFICATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES</b>	<b>- 10 -</b>
I.3.1 Niveau renfort/matrice (micro contrainte)	- 10 -
I.3.2 Niveau du pli (macro-contraintes)	- 11 -
I.3.3 Niveau de la structure (contraintes Globales ou structurelles)	- 11 -
<b>I.4 EFFETS DES CONTRAINTES RESIDUELLES</b>	<b>- 12 -</b>
I.4.1 Effet sur la liaison Fibre / Matrice	- 12 -
I.4.2 L'ondulation des fibres	- 13 -
I.4.3 Fissurations transversales	- 13 -
I.4.4 Effet dimensionnel (Gauchissement)	- 14 -
I.4.5 Effet sur les propriétés mécaniques des composites	- 15 -
<b>I.5 DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES</b>	<b>- 17 -</b>
I.5.1 Méthodes analytiques	- 17 -
I.5.2 Modélisation par Eléments Finis (M.E.F)	- 24 -
I.5.3 Méthodes Expérimentales	- 25 -
<b>I.6 MODELISATION DES PROPRIETES MECANIQUES DES COMPOSITES</b>	<b>- 28 -</b>
I.6.1 Déformation élastique	- 29 -
I.6.2 Déformations plastiques	- 31 -
<b>I.7 MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT</b>	<b>- 32 -</b>
I.7.1 Fissuration matricielle	- 33 -
I.7.2 Rupture des fibres	- 34 -
I.7.3 Sollicitation en Traction dans la Direction Transversale des Fibres	- 35 -
I.7.4 Décohésion fibre-matrice	- 36 -
<b>I.8 SOLLICITATION MECANIQUE ET MECANISMES DE RUPTURES ASSOCIES</b>	<b>- 38 -</b>
I.8.1 Sollicitation en traction dans la direction longitudinale des fibres	- 38 -
I.8.2 Sollicitation en compression dans le sens des fibres	- 40 -
<b>I.9 CONCLUSION</b>	<b>- 43 -</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :</b>	<b>- 44 -</b>
<b>CHAPITRE II : MATERIAUX &amp; MODELISATION NUMERIQUE</b>	<b>- 53 -</b>
<b>II.1 MATERIAUX TYPES</b>	<b>- 54 -</b>
II.1.1 Les matrices :	- 54 -
II.1.2 Les Renforts :	- 58 -
II.1.3 Les Revêtements :	- 61 -
<b>II.2 LA MODELISATION NUMERIQUE : GENERALITES</b>	<b>- 61 -</b>
II.2.1 Méthode des Eléments Finis (MEF) et Eléments Finis Etendus (XFEM)	- 62 -
II.2.2 Le code de calcul par éléments finis (ABAQUS) : Choix et Description	- 62 -

II.2.3	Formulation Tridimensionnelle (3D)	_____	- 63 -
<b>II.3</b>	<b>IMPLEMENTATION NUMERIQUE</b>	_____	<b>- 64 -</b>
II.3.1	Construction Géométrique : Cas des Composites Fibreux	_____	- 64 -
II.3.2	Construction Géométrique : Cas des Composites Hybrides	_____	- 66 -
II.3.3	Matériaux et Approche mécanique	_____	- 67 -
II.3.4	Conditions aux limites et chargement :	_____	- 70 -
<b>II.4</b>	<b>CONCLUSION</b>	_____	<b>- 73 -</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :</b>			<b>_____ - 74 -</b>
<b><i>CHAPITRE III : ANALYSE NUMERIQUE DES CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES DANS LES MATERIAUX COMPOSITES A ARCHITECTURE FIBREUSE.</i></b> _____ <b>- 76 -</b>			
<b>III.1</b>	<b>CAS DES COMPOSITES A MATRICE POLYMERE</b>	_____	<b>- 77 -</b>
III.1.1	Les Contraintes Résiduelles vs. Différentes Configurations du Volume Élémentaire Représentatif (VER)	_____	- 77 -
III.1.2	Aspect des Contraintes Résiduelles	_____	- 87 -
III.1.3	Effet de la Température d'Elaboration	_____	- 93 -
III.1.4	Effet de la fraction Volumique de la fibre	_____	- 95 -
III.1.5	Effet d'une Interphase en Nickel	_____	- 99 -
<b>III.2</b>	<b>CAS DES COMPOSITES A MATRICE METALLIQUE : CONTRAINTES RESIDUELLES VS. LE COMPORTEMENT MECANIQUE DE LA MATRICE :</b>	_____	<b>- 102 -</b>
<b>III.3</b>	<b>CAS DES COMPOSITES A MATRICE SILICE :</b>	_____	<b>- 111 -</b>
III.3.1	Analyse des contraintes thermique résiduelles : MEF Vs. XFEM	_____	- 111 -
III.3.2	Analyse des contraintes thermiques résiduelles par la méthode des éléments finis étendus : mise en évidence de l'effet des propriétés de la matrice fragile	_____	- 115 -
<b>III.4</b>	<b>CONCLUSION :</b>	_____	<b>- 119 -</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :</b>			<b>_____ - 120 -</b>
<b><i>CHAPITRE IV: ANALYSE NUMERIQUE DES CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES DANS LES MATERIAUX COMPOSITES HYBRIDES.</i></b> _____ <b>- 121 -</b>			
<b>IV.1</b>	<b>INTRODUCTION</b>	_____	<b>- 122 -</b>
<b>IV.2</b>	<b>Contraintes Résiduelles dans un Composite à Fibres Courtes</b>	_____	<b>- 122 -</b>
IV.2.1	Aspect des contraintes résiduelles	_____	- 123 -
IV.2.2	Évolution des contraintes résiduelles thermiques lors du refroidissement	_____	- 125 -
<b>IV.3</b>	<b>CONTRAINTES RESIDUELLES DANS LES COMPOSITES HYBRIDES</b>	_____	<b>- 126 -</b>
IV.3.1	Répartition de contraintes résiduelles	_____	- 127 -
IV.3.2	L'effet du rapport de coefficient thermique entre la particule et la matrice	_____	- 130 -
IV.3.3	Contraintes résiduelles thermiques par rapport à la fraction de volume de particules	_____	- 131 -
IV.3.4	Contraintes résiduelles thermiques par rapport à la forme de la particule	_____	- 133 -
IV.3.5	Contraintes résiduelles thermiques par rapport à la distance entre particules et fibres	_____	- 135 -
<b>IV.4</b>	<b>DISCUSSION &amp; CONCLUSION</b>	_____	<b>- 137 -</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :</b>			<b>_____ - 140 -</b>
<b><i>CHAPITRE V : ANALYSE NUMERIQUE DES FISSURES INTERFACIALES LES MATERIAUX COMPOSITES FIBREUX.</i></b> _____ <b>- 141 -</b>			
<b>V.1</b>	<b>INTRODUCTION</b>	_____	<b>- 142 -</b>
<b>V.2</b>	<b>MODELISATION DU PROBLEME</b>	_____	<b>- 142 -</b>
<b>V.3</b>	<b>RESULTATS ET DISCUSSION</b>	_____	<b>- 144 -</b>
V.3.1	Distribution des Contraintes à la Tête de la Fissure	_____	- 144 -

V.3.2	Analyse du facteur d'intensité de contraintes	- 145 -
V.3.3	Variation des FICs en fonction de la fraction volumique de la fibre	- 147 -
V.3.4	Effets des Défauts Matriciels	- 148 -
<b>V.4</b>	<b>CONCLUSION ET DISCUSSION</b>	<b>- 153 -</b>
	<b><i>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :</i></b>	<b>- 155 -</b>
	<b><i>CONCLUSION GENERALE &amp; PESPECTIVES</i></b>	<b>- 156 -</b>

## INTRODUCTION GENERALE

---

### INTRODUCTION GENERALE

L'utilisation des matériaux composites, dans les applications industrielles telles que l'automobile, l'aéronautique, l'aérospatial et le génie électrique, connaît depuis plusieurs années un essor important. Ces matériaux présentent de nombreux atouts qui permettent aux industriels de répondre à la fois aux attentes des consommateurs, aux nouvelles contraintes réglementaires et à leurs objectifs de rentabilité.

Toutefois, la connaissance et le savoir-faire de ces matériaux sont récents par rapport à leurs concurrents immédiats (les métaux, céramiques et polymères) et leurs propriétés doivent encore être optimisées. En effet, les chercheurs poussés par une industrie qui exige de plus en plus ces matériaux se tourne sur un axe principal : assembler des matériaux pour un meilleur, tout en assurant une plus longue durée de vie en service. La compréhension du comportement d'un composite s'étend depuis son élaboration à sa tenue en service.

Les propriétés mécaniques d'une structure en composite sont étroitement liées aux contraintes résiduelles qui se développent dans le matériau lors de son élaboration. Ces contraintes présentes dans les matériaux suscitent, dans le domaine des Sciences des Matériaux, un intérêt tout particulier car celles-ci peuvent diminuer les capacités d'utilisation des matériaux. La tenue en service du composite est un autre axe de recherche qui suscite un intérêt croissant.

Faute de pouvoir contrôler ou anticiper ces contraintes (généralement Néfastes au développement du composite) la démarche commune est de suivre ces structures tout au long de leur cycle d'élaboration afin de récolter le plus grand nombre d'informations.

Pour ce faire, les moyens d'expertise retenus se doivent de relever le défi de la détection de l'endommagement et d'analyser la nocivité des contraintes que ce soit d'origine mécanique ou thermique ou mixte. La simulation par éléments finis, s'est avérée très tôt comme un moyen prometteur d'analyse et prédiction au sein des matériaux composites.

#### **Objectif de notre travail :**

Depuis quelques années, le Laboratoire Mécanique et Physique des Matériaux, s'est engagé dans l'étude des performances des multi matériaux (Bimatériaux, composites, stratifiés). Notre travail s'inscrit dans cette même problématique ; il s'agit d'analyser numériquement la distribution des contraintes thermiques résiduelles dans les matériaux composites et identifier le risque potentiel d'endommagement que représentent ces contraintes.



## Introduction Générale

---

Pour atteindre cet objectif, différentes étapes sont nécessaires : caractériser le comportement mécanique de ces matériaux, mettre en œuvre un protocole de simulation, et discuter les résultats obtenus. C'est l'ensemble de cette démarche que nous présenterons dans ce mémoire de thèse qui s'articule sur 5 chapitres :

- Tout d'abord, un premier chapitre dédié à une synthèse bibliographique exposant la contribution des différents chercheurs dans cette thématique. La bibliographie, a été menée de telle façon à suivre le composite depuis son élaboration à sa rupture durant le service.
- Un deuxième chapitre sera entièrement consacré à la mise en œuvre de la simulation numérique. Ainsi, au long de ce chapitre, les démarches choisies pour la modélisation seront passées en détail à commencer par la sélection des matériaux, le choix de la méthode, le code de calcul, le maillage, ...etc.
- Dans le 3<sup>ième</sup> chapitre, les résultats des contraintes thermiques résiduelles dans différents types de composites d'architecture fibreuse seront présentés. Ces résultats seront discutés d'une manière à identifier les paramètres influant sur le développement, la répartition et le niveau de contrainte thermique résiduelle. Une partie de ce chapitre sera consacré à l'endommagement associé aux contraintes résiduelles.
- Le 4<sup>ième</sup> chapitre sera destiné à l'étude des contraintes thermiques résiduelles dans une classe composite avancée dite Hybride. Les différents paramètres jugés importants pour cette étude seront revus, interprétés et discutés dans ce chapitre.
- Dans un cinquième et dernier chapitre, la propagation d'une fissure interfaciale dans un composite unifilaire sera traitée en termes de facteurs d'intensité des contraintes. Pour cela une modélisation bidimensionnelle a été développée et l'effet de plusieurs paramètres relevant des propriétés du matériau et le son design ont été discutés.

PARTIE I:  
ETAT D'ART

## CHAPITRE I : SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE

Ce premier chapitre est une synthèse bibliographique. Dans un premier temps, nous présenterons les contraintes thermiques résiduelles dans les composites, leur origine, ainsi que leur impact sur les performances de composites allant d'une échelle microscopique jusqu'à une échelle macroscopique. Dans une seconde partie de ce chapitre, nous introduirons des notions de base sur la rupture et la déformation des composites spécialement les composites fibreux unidirectionnels.

### Sommaire du 1<sup>er</sup> Chapitre

<b>CHAPITRE I : SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE</b>	<b>- 3 -</b>
<b>I.1 LES MATERIAUX COMPOSITES : GENERALITES</b>	<b>- 4 -</b>
I.1.1 Présentation des composites	- 4 -
I.1.2 Procédés d'élaboration des composites :	- 4 -
<b>I.2 PRESENTATION DES CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES</b>	<b>- 9 -</b>
I.2.1 Définition	- 9 -
I.2.2 Origine des contraintes résiduelles	- 10 -
<b>I.3 CLASSIFICATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES</b>	<b>- 10 -</b>
I.3.1 Niveau renfort/matrice (micro contrainte)	- 10 -
I.3.2 Niveau du pli (macro-contraintes)	- 11 -
I.3.3 Niveau de la structure (contraintes Globales ou structurelles)	- 11 -
<b>I.4 EFFETS DES CONTRAINTES RESIDUELLES</b>	<b>- 12 -</b>
I.4.1 Effet sur la liaison Fibre / Matrice	- 12 -
I.4.2 L'ondulation des fibres	- 13 -
I.4.3 Fissurations transversales	- 13 -
I.4.4 Effet dimensionnel (Gauchissement)	- 14 -
I.4.5 Effet sur les propriétés mécaniques des composites	- 15 -
<b>I.5 DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES</b>	<b>- 17 -</b>
I.5.1 Méthodes analytiques	- 17 -
I.5.2 Modélisation par Eléments Finis (M.E.F)	- 24 -
I.5.3 Méthodes Expérimentales	- 25 -
<b>I.6 MODELISATION DES PROPRIETES MECANIQUES DES COMPOSITES</b>	<b>- 28 -</b>
I.6.1 Déformation élastique	- 29 -
I.6.2 Déformations plastiques	- 31 -
<b>I.7 MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT</b>	<b>- 32 -</b>
I.7.1 Fissuration matricielle	- 33 -
I.7.2 Rupture des fibres	- 34 -
I.7.3 Sollicitation en Traction dans la Direction Transversale des Fibres	- 35 -
I.7.4 Décohésion fibre-matrice	- 36 -
<b>I.8 SOLLICITATION MECANIQUE ET MECANISMES DE RUPTURES ASSOCIES</b>	<b>- 38 -</b>
I.8.1 Sollicitation en traction dans la direction longitudinale des fibres	- 38 -
I.8.2 Sollicitation en compression dans le sens des fibres	- 40 -
<b>I.9 CONCLUSION</b>	<b>- 43 -</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :</b>	<b>- 44 -</b>

### I.1 LES MATERIAUX COMPOSITES : GENERALITES

#### I.1.1 Présentation des composites

Les « matériaux composites » sont communément définis comme étant des arrangements d'au-moins deux phase distinctes. La première est appelée matrice, elle a pour rôle de lier les autres constituants, répartit les efforts, et assure la protection chimique. La deuxième phase, dispersée de façon contrôlée dans la matrice, est dénommé renforts, et a pour fonction d'apporter des propriétés mécaniques intéressantes [1]. Cette association a pour objectif l'obtention d'un matériau dont les propriétés spécifiques (mécaniques, thermiques, électriques) sont supérieures à celles de chaque constituant pris séparément. La zone qui sépare le renfort de la matrice est défini comme étant l'interface, et c'est au niveau de cette zone que s'effectue le transfert de charge de la matrice vers le renfort (ou vice versa). Elle est également le siège des contraintes résiduelles dans l'objet de cette étude.

#### I.1.2 Procédés d'élaboration des composites :

Dans le but de mieux appréhender l'impact direct des procédés d'élaboration des composites sur le développement des contraintes résiduelles, il paraît intéressant de présenter les principales méthodes d'élaboration des composites qui sont décrites ci-après. D'une manière générale, le processus d'élaboration devra respecter certains impératifs :

- ✓ Assurer un contrôle précis de la position des renforts.
- ✓ Garantir un taux minimal de porosité.
- ✓ Permettre une définition exacte de la fraction volumique de fibres.
- ✓ Ne pas entraîner de rupture de fibre prématurée.
- ✓ Assurer un contrôle des réactions inter-faciales fibre/matrice.
- ✓ La réalisation de pièces de différentes formes.

##### I.1.2.1 Cas des Composites à Matrices Polymère (CMP) :

Pour cette famille de composites on distingue les procédés dits artisanaux, comme le moulage au contact ou la projection simultanée dans des moules rigides, pour les très petites séries (ex. coques de bateaux), et ceux pour la grande série tel le moulage par injection ou par compression haute pression de compound (Sheet Molding Compound (SMC), Bulk Molding Compound (BMC) ...) [2]. Toutefois, celle qui nous intéresse dans cette étude se limite aux seconds types, car elle implique des cycles de chauffage, donc induisant des contraintes résiduelles thermiques.

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

### *i. SMC : Sheet Molding Compound "SMC" (Moulage Pré-imprégné):*

Cette technique de mise en forme passe principalement par deux étapes :

- 1- *Elaboration des feuilles de SMC* : Le procédé d'élaboration des feuilles SMC (préimprégné) est très bien détaillé dans la littérature [3-5]. Il est seulement utile de préciser qu'à cette étape le produit semi-fini (résine thermodurcissable + fibre) est préparé.
- 2- *Mise en forme des SMC* : les pré-imprégnés élaborés et mûris seront comprimés à chaud dans des moules préchauffés (Figure I.1). La durée de cette opération est de 15 à 20 secondes par mm d'épaisseur sous une pression comprise entre 30 et 100 bars à des températures atteignant les 150°C littérature [3]

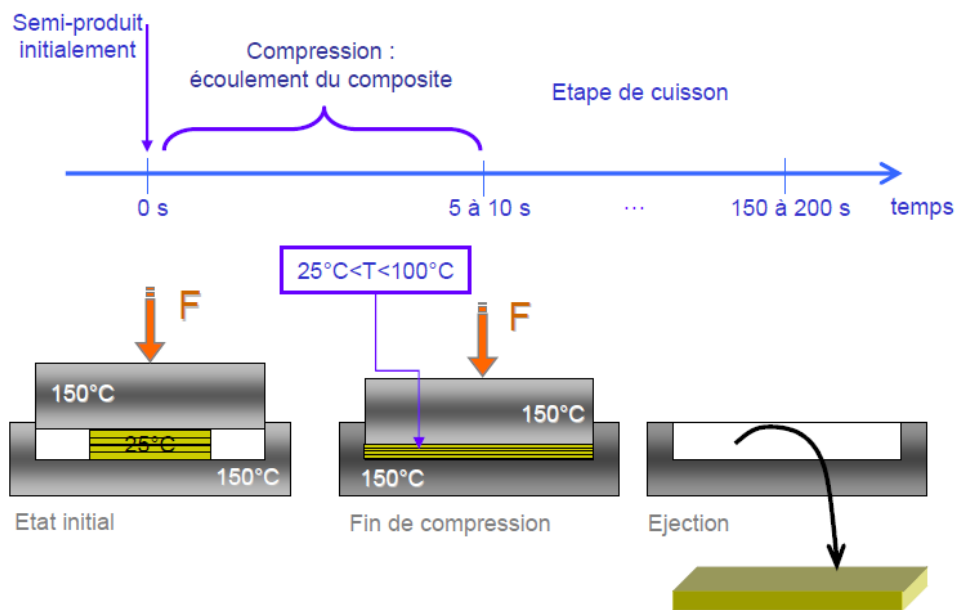


Figure I. 1: Procédé de mise en forme des SMC, extrait de [6].

### *ii. BMC : Bulk Molding Compounds (moulage Prémix):*

Similaire à la première, cette méthode d'élaboration passe par deux étapes

- 1- *Elaboration des BMC* : Une première étape est l'obtention de la BMC. Le processus utilisé pour fabriquer la "choucroute" BMC est très bien détaillé dans la littérature (6, 7).
- 2- *Mise en forme des BMC*: Il consiste à injecter le matériau BMC sous forte pression de 150 à 180 bars et à grande vitesse dans un moule chaud fermé (150-160°C). La forte pression d'injection entraîne le Fluage de la matière et le remplissage de l'empreinte [6].

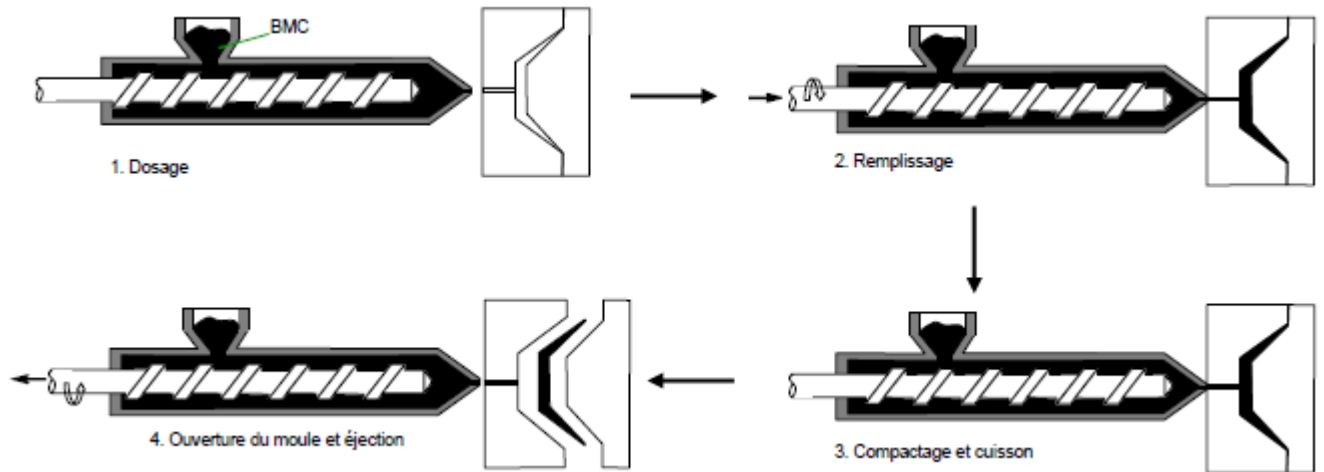


Figure I. 2: Procédé de mise en forme des BMC, extrait de [6].

### I.1.2.2 Cas des Composites à Matrices Céramiques :

Il existe plusieurs techniques d'élaboration des composites modèles à matrices céramiques. Trois d'entre elles sont très répandues :

#### i. Le pressage à chaud :

Cette méthode consiste à exercer à chaud et sous atmosphère contrôlée (Vide ou argon), une pression sur deux plaques avec une fibre disposée au milieu (Fig. I.3). Une fois soudée les deux plaquettes représenteront la matrice [8]. La température d'élaboration dépend des matériaux d'utilisation. Pour le verre elle doit atteindre la température de ramollissement [8, 9].

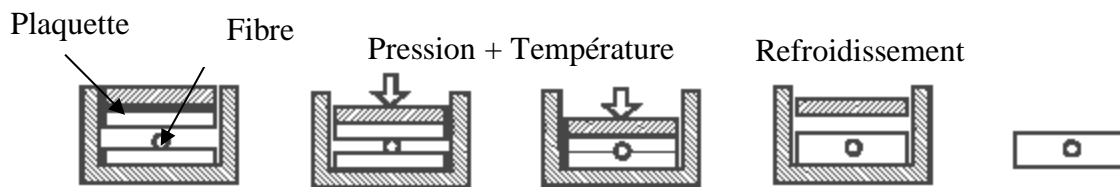


Figure I. 3: Schéma du principe de la méthode de pressage à chaud, extrait de [10].

#### ii. Insertion à chaud :

Bhihe <sup>[11]</sup> utilisa cette méthode pour mettre en œuvre des composites à partir d'une matrice en verre borosilicate et des renforts en SCS-6. Elle consiste à élaborer les composites modèles à partir d'un cylindre avec un creux capillaire le long de l'axe du cylindre. Dans celui-ci la fibre est soigneusement insérée à chaud. L'ensemble est soumis à une pression constante (radialement à l'axe de la fibre) sous air.

### iii. La méthode Sol-Gel :

Le principe sol gel réside dans l'obtention, à basse température (chimie douce) d'un matériau ou d'une poudre généralement de structure amorphe qui fournit un verre ou une céramique après un traitement thermique ultérieur [12].

### I.1.2.3 Cas des Composites à Matrices Métalliques :

Il existe deux grandes classes de méthodes de fabrication des composites à matrices métalliques : les procédés dans lesquels la matrice est à l'état solide et ceux où elle est à l'état liquide.

#### i. Diffusion à l'état solide :

Historiquement, cette méthode d'élaboration était destinée aux MCMT (Matériaux Composites à Matrice en Titane). Elle est basée sur les techniques de déformation à chaud sous pression et de soudure par diffusion pour éviter les problèmes liés à l'utilisation du métal liquide généralement agressif envers les renforts. Cette méthode d'élaboration regroupe trois procédés de préparation de semi-produits associant fibres et matrices : la voie feuillarde, la voie PVD, la voie plasma.

1- *La voie feuillarde :* La première méthode, dite FFF (Feuillard-Filaments-Feuillard) est très proche du procédé pressage à chaud. Elle consiste en l'empilement de feuillets de matrice, alternativement avec une préforme de filaments, alignés de manière unidirectionnelle en couche mono filamentaire (figure I.4). Le tout suivi d'une étape de consolidation réalisée par HIP (Vacuum Hot Pressing) ou VHP (Hot Isostatic Pressing) [13].

La clef de ce procédé réside dans le couple pression/température imposée à l'échantillon. Ainsi, le temps de maintien sous pression et la température doivent être limités pour diminuer les interactions renfort/matrice et les interactions avec l'atmosphère environnante, tout en étant suffisamment élevés pour permettre l'enrobage des filaments par la matrice et la consolidation de cette dernière par diffusion [15].

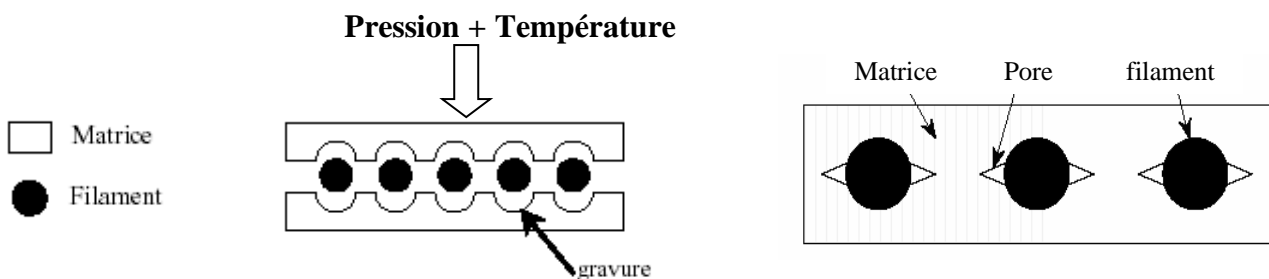


Figure I. 4: Principe de La voie feuillarde

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

2- *La voie plasma* : C'est un procédé de pulvérisation thermique qui permet de recouvrir le renfort par la matrice. Pendant l'opération du dépôt, des gouttes de matrice à l'état liquide obtenues grâce à une torche à plasma se solidifient sur les fibres enroulées autour d'un mandrin fixe. Les semi produits ainsi obtenus sont ensuite découpés, empilés et consolidés par VHP ou HIP [13, 15, 16].

Les composites élaborés par cette méthode présentent une distribution de renforts relativement bonne mais dépendante de la pression appliquée. Au-delà de 100 MPa les filaments commencent à se déplacer les uns par rapport aux autres, puisque l'empilement des couches ne correspond jamais exactement à un empilement compact [17].

3- *La voie PVD* : l'idée est de recouvrir une première couche de monofilaments de SIC, alignés sur un feuillard par un dépôt de matrice réalisé par bombardement électronique ou pulvérisation cathodique, et ceci pour garantir un espacement régulier des filaments dans le matériau fini (fig. I.5) [13].

Les matériaux composites élaborés par cette méthode présentent une excellente distribution des renforts (aucun filament ne se touche), et ceci pour des fractions volumiques très élevées. Enfin, cette méthode ne nécessite pas la disponibilité de matrice de nuances diverses sous forme de feuilles, de poudre ou de fils et permet de fabriquer des pièces relativement complexes telles que des bagues, disques, arbres ou tubes grâce à la consolidation par HIP.

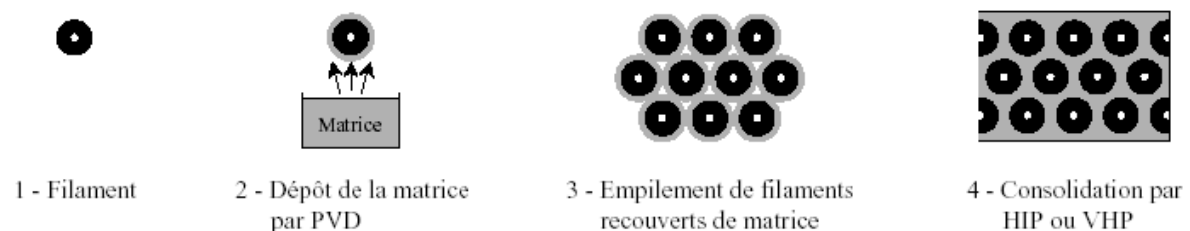


Figure I. 5: Représentation schématique de la voie PVD pour l'élaboration de CMM, extrait de [13]

### ii. *La voie liquide*

La voie liquide se révèle être une méthode très simple et peu coûteuse pour élaborer des matériaux composites ; elle se rapproche des techniques de la fonderie. Elle autorise notamment une grande liberté pour la fabrication de pièces complexes à condition que le renfort puisse être facilement tissé pour fabriquer une préforme dans laquelle il ne reste plus qu'à faire couler la matrice à l'état liquide (fig. I.6) [13]. Cependant, cette méthode est confrontée à deux problèmes majeurs, la mouillabilité médiocre de la plupart des renforts céramiques par de nombreux métaux à l'état liquide (qui peut être atténuée par l'application d'une pression extérieure lors de la coulée : *squeeze casting*), et la très forte réactivité des métaux liquides qui entraîne une dégradation catastrophique du renfort [18]. Bien que cette



## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

méthode soit réservée à des matrices à bas point de fusion, tel que l'aluminium, quelques études portent sur d'autres métaux tel que le titane [19, 20, 21].

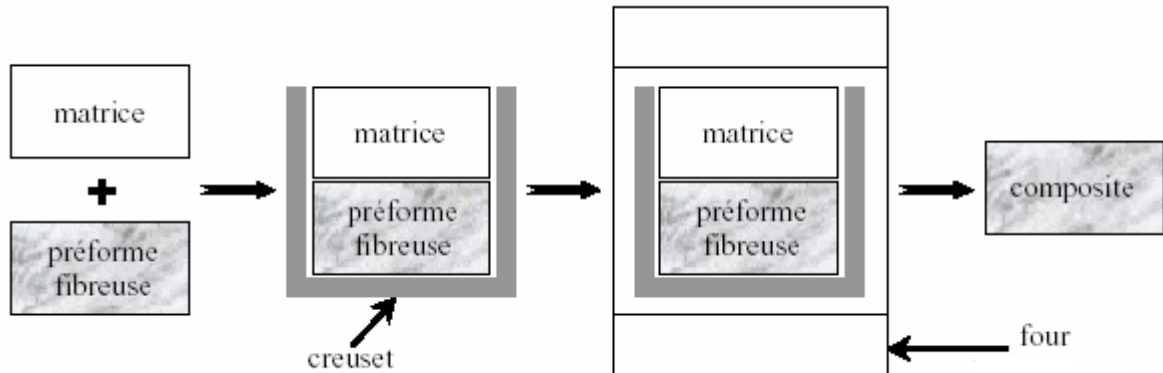


Figure I. 6: Représentation schématique de la voie liquide, extrait de [13]

### iii. La métallurgie des poudres

Wanjara & al. [22, 23] ont étudié la possibilité d'élaborer des CMM à matrice de Ti6Al4V renforcée par 20% en volume de particules de TiC, grâce à la métallurgie des poudres. Dans un premier temps, ils réalisent le mélange de la matrice et du renfort (tous les deux sous forme de poudres). Ce mélange est ensuite compacté de manière isostatique à froid sous 250 MPa et enfin fritté sous vide à des températures allant de 1100°C à 1500°C pendant des périodes de 0.5 à 4 heures pour obtenir un matériau complètement dense. Cependant cette méthode a beaucoup d'inconvénients entre autres l'apparition d'une zone réactionnelle à haute température [13].

## I.2 PRESENTATION DES CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES

### I.2.1 Définition

Conformément aux définitions de Chawla [15] et de Iancu [24], on admettra que les contraintes résiduelles d'origine thermique représentent l'état initial des contraintes avant toute sollicitation mécanique. Elles correspondent à un système de force en équilibre sans que ces composantes ne soient égales et ceci indépendamment de la nature isotrope ou anisotrope des constituants.

De nombreux auteurs ont mis en évidence l'importance de ces contraintes résiduelles sur le comportement global du composite et ont essayé de caractériser leur évolution avec le chargement [Oel et Frechete [26], Charalambide et Evans [26], Hutchinson et Jensen [27], Kttamura et al [28], Kuntz et al [29], Bollet et al [30], Kurita [31];...]. Il est à noter, que ces contraintes peuvent être introduites volontairement dans un composant pour améliorer ses performances ou involontairement comme résultat du procédé de fabrication [32].

### I.2.2 Origine des contraintes résiduelles

Différentes méthodes de fabrication des composites existent, utilisant divers principes et moyens. Toutefois ces méthodes (pour la plupart) ont un point commun ; c'est qu'elles utilisent les techniques de déformation à chaud sous pression et de soudure par diffusion. Ainsi, les cycles d'élaboration se composent typiquement d'un premier palier thermique se caractérisant par une montée en température, suivie par un deuxième palier afin de refroidir la pièce. Au cours de ces étapes, les fibres et la matrice subissent des variations dimensionnelles conduisant au développement de contraintes internes au sein du composite [33].

### I.3 CLASSIFICATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES

L'étude du champ de contraintes et de déformations résiduelles dans des structures composites permettrait de décrire 3 types d'échelles d'observation.

#### I.3.1 Niveau renfort/matrice (micro contrainte)

A l'échelle où l'on distingue les renforts de matrice c'est la différence des coefficients de dilatation thermique entre la matrice et le renfort qui joue un rôle prépondérant [34]. En effet, durant le processus d'élaboration, la matrice et le renfort sont chauffés pour atteindre une température dite d'élaboration et ensuite laissés pour refroidir jusqu'à la température ambiante. Ainsi, le refroidissement implique un retrait volumique de la matrice (avec un coefficient de dilatation thermique généralement supérieur à celui des renforts) plus rapide que celui des fibres, résultant dans la création des contraintes thermiques résiduelles. Ces contraintes représentent un moteur important dans l'étude des nouveaux composites.

En assumant que la liaison renfort/matrice (interface) est intacte, parfaitement liée, sans décollement ou fissure, donc qu'il y a continuité des déformations, le champ des contraintes à l'échelle des renforts / Matrice peut être illustré par la figure I-7.

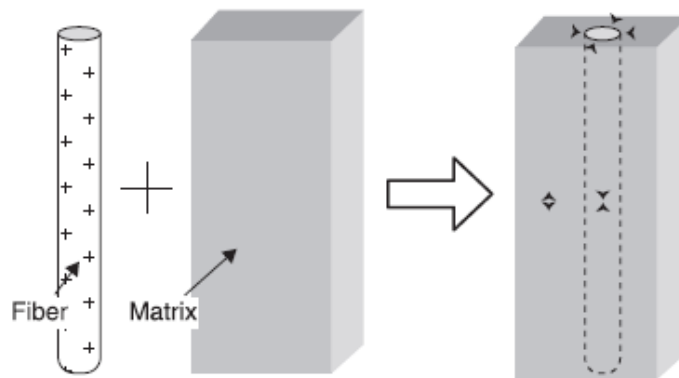


Figure I.7: Illustration schématique de la distribution des contraintes résiduelles au niveau renfort/matrice, extrait de [35]

I.3.2 Niveau du pli (macro-contraintes)

À cette échelle les contraintes résiduelles sont entraînées par l'anisotropie thermique des plis [34,36]. Par exemple, dans un stratifié [0/90], les fibres à 90° imposent une contrainte de compression aux fibres à 0° pendant le refroidissement, en raison des différences de direction de retrait thermique, montrée en figure I-8.

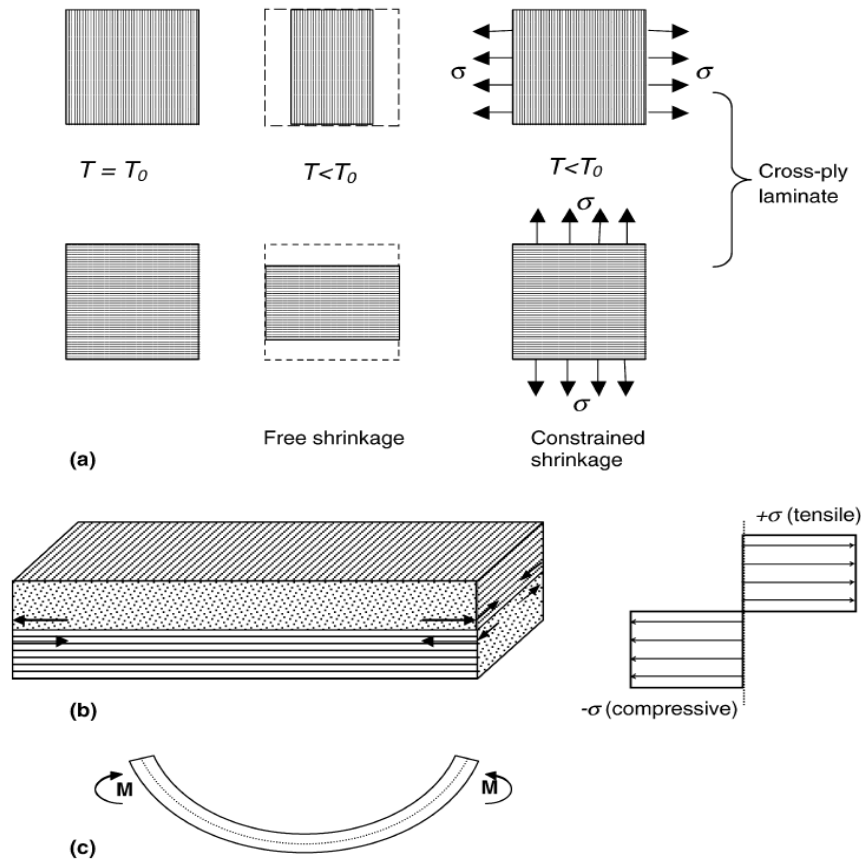


Figure I. 8: Illustration de la distribution des contraintes résiduelles au niveau du pli, extrait de [35]

I.3.3 Niveau de la structure (contraintes Globales ou structurelles)

Ces contraintes résiduelles se mesurent sur une échelle plus grande que les précédentes atteignant l'épaisseur d'une structure telle qu'un stratifié [34, 36, 37]. Leur étude et prédiction suscitent un intérêt capital pour l'engineering.

Si on prend le cas d'un stratifié épais, la vitesse de refroidissement dans la partie centrale est moins rapide que celle dans la partie proche de la surface, et à une certaine température, les plis du centre peuvent encore avoir besoin de se rétrécir, tandis que les plis proches de la surface ont déjà achevé leurs rétrécissements. Ainsi, les plis proches de la surface imposent une contrainte sur les plis du centre (Fig. 1-9). Cela se traduit souvent par une distribution parabolique de contraintes résiduelles dans laquelle on trouve les efforts de traction au centre et ceux de compression vers la surface.

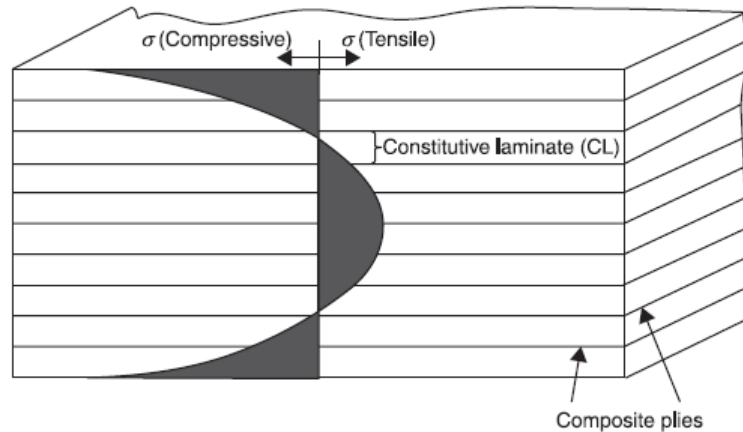


Figure I. 9: Distribution des contraintes résiduelles Globales au niveau du composite stratifié, extrait de [34]

### I.4 EFFETS DES CONTRAINTES RESIDUELLES

Les contraintes résiduelles amenées par le cycle thermique pendant la fabrication des composites sont étroitement liées à des phénomènes mécaniques qui peuvent affecter les performances et les applications des composites. En effet, selon plusieurs chercheurs (Liu et al. 1999<sup>[38]</sup>; Nath et al. ,2000<sup>[39]</sup>; Warriar et al. ,1999<sup>[40]</sup>) ; les contraintes résiduelles normales à l'interface influencent sérieusement la décohésion entre le renfort et la matrice, et représentent les mécanismes d'endommagement les plus courants [41]. Par ailleurs, il a été démontré que les contraintes résiduelles impactent d'autres performances incluant la fissuration de la matrice [42], la limite élastique [43, 44] et la stabilité dimensionnelle [45]. En ce qui suit, nous exposerons les principaux effets des contraintes résiduelles, en nous basant sur une étude bibliographique.

#### I.4.1 Effet sur la liaison Fibre / Matrice

Il est bien connu qu'en l'absence d'une interaction chimique, la liaison renfort/matrice se produit principalement en raison de la contraction de la matrice autour de la fibre, augmentant ainsi l'interaction entre le renfort et la matrice. En effet, une augmentation des contraintes de compression normales à l'interface peut conduire à des forces de friction plus importantes qui peuvent contribuer à la création de fortes liaisons interfaciales [46]. Toutefois ces forces de friction, qui contribuent à l'augmentation de la résistance mécanique du composite et de la ténacité à l'amorçage, ne doivent pas être trop importantes. En effet, si tel est le cas, la fissure matricielle traverse les fibres, conduisant alors à une rupture facile du composite [47].

### I.4.2 L'ondulation des fibres

L'analyse micromécanique prédit que la fibre subit une contrainte thermique résiduelle compressive dans son sens axial. Cette contrainte peut provoquer des micro-flambages de la fibre et par conséquent une ondulation de cette dernière (Figure I.10). Ce micro flambage de la fibre peut détériorer la résistance à la compression, et a des effets considérables sur la dilatation thermique du composite [48, 49]. L'ondulation de la fibre est affectée par la longueur de la fibre et par la vitesse du refroidissement [50]. Par ailleurs, il a été constaté par analyse que l'ondulation fibre peut augmenter la charge du flambage lorsque le composite est soumis à des charges de compression [59].

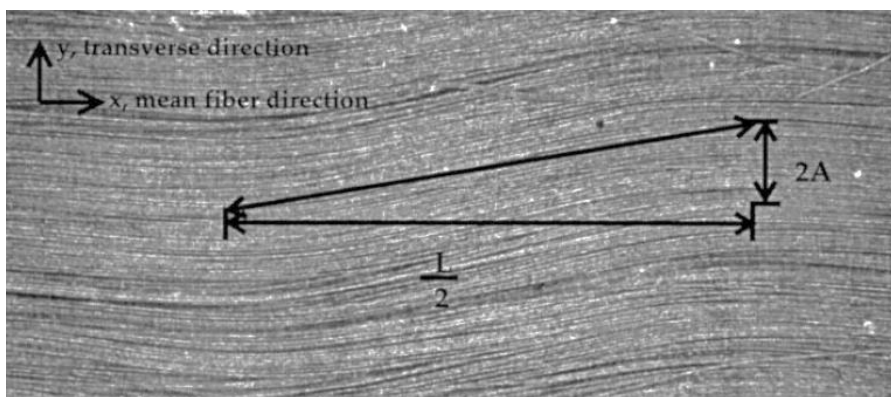


Figure I. 10: Détermination de l'ondulation des fibres, extrait de [36].

### I.4.3 Fissurations transversales

Les contraintes thermiques résiduelles exercent une influence significative sur l'amorçage de l'endommagement sous charge appliquée dans les composites, et peuvent être suffisamment grandes pour provoquer des microfissures transversales au sein de la matrice (perpendiculaire à la direction de fibre, Fig. I-11) [36]. Les microfissures transversales doivent être prise en considération car leur effet peut se propager à un niveau macroscopique provoquant la ruine du composite.

Par ailleurs, les fissures transversales engendrent la relaxation des contraintes résiduelles, ainsi que leur redistribution. Cette redistribution des contraintes thermiques résiduelles affecte les propriétés thermiques et mécaniques du composite [34]. Quelques exemples incluent la baisse des propriétés mécaniques transversales [52], la baisse de la raideur composite ainsi que le module d'Young [53], la baisse de valeur de la ténacité à la fracture interlaminaire en mode-I et mode-II [54].

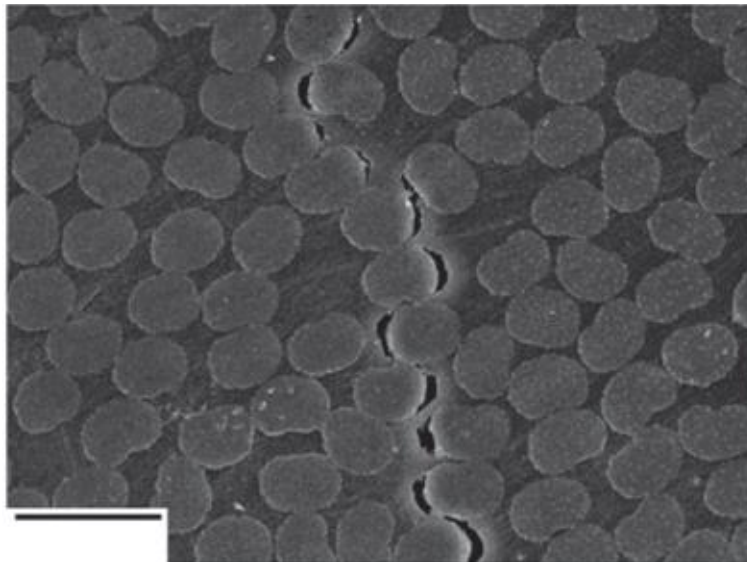


Figure I. 11: Microfissures transversales dans les composites CFRP, extrait de [55]

### I.4.4 Effet dimensionnel (Gauchissement)

L'instabilité dimensionnelle ou le gauchissement est la conséquence la plus constatée des contraintes résiduelles au sein du matériau composite, résultant de la variation des champs de déformations thermiques pendant le cycle de cuisson [36, 56]. Ce type de défaut est un vrai challenge dans la conception des structures composites minces (Fig. I-12). La température de cuisson et la vitesse de refroidissement influent sur le gauchissement.

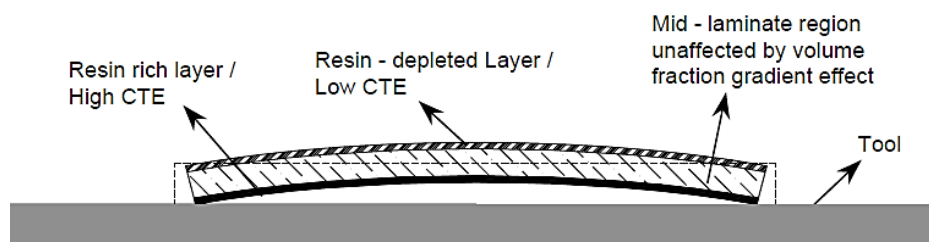
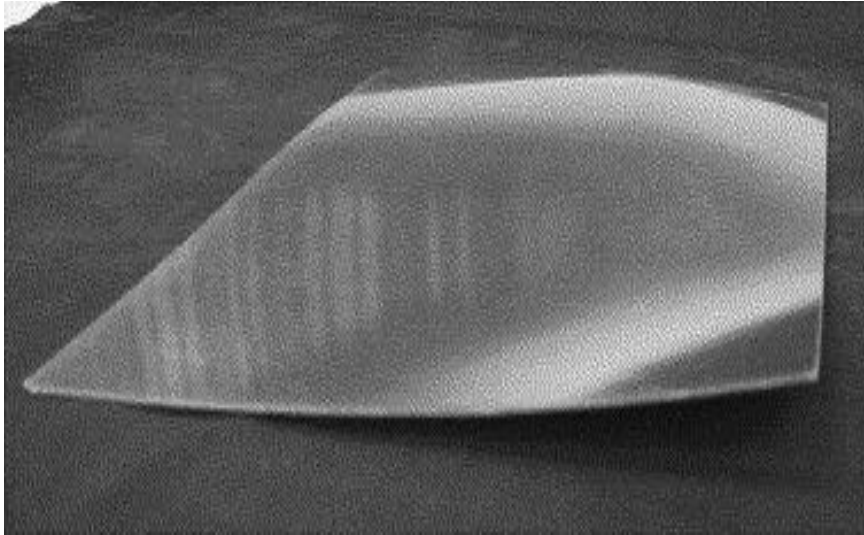


Figure I. 12: Gauchissement d'une plaque composite dû au gradient de fraction volumique, extrait de [36]

Par ailleurs, une distribution de température non uniforme du moule est un paramètre déterminant pouvant conduire à un gauchissement (Fig. I-13).



**Figure I. 13: Distorsion d'un composite à matrice polymère due à un refroidissement non-uniforme de la surface du moule, extrait de [41].**

### **I.4.5 Effet sur les propriétés mécaniques des composites**

Les propriétés mécaniques sont les caractéristiques les plus importantes pendant l'utilisation des composites. A ce jour, aucune étude ne lie directement les contraintes résiduelles aux propriétés mécaniques des composites. Toutefois, comme décrites ci-dessus, les contraintes résiduelles ont une influence significative sur les liaisons inter-faciales, ainsi que sur la formation de différents types défauts (fissures matricielles, ondulation des fibres, gauchissement). Autrement-dit les contraintes thermiques résiduelles ont un effet sur les matériaux composites de la microstructure à la structure globale. Il paraît donc justifiable de lier les performances mécaniques des matériaux composites à ces contraintes.

#### *i. La résistance à la traction*

Généralement l'analyse micromécanique des contraintes thermiques résiduelles dans les composites fibreux montre qu'après élaboration la matrice est sollicitée en tension dans les sens parallèles aux fibres tandis que les renforts subissent une compression. Dans la direction radiale les contraintes résiduelles atteignent une valeur positive aux extrémités composites en raison de l'effet du bord [41, 51]. Par principe de superposition (les contraintes résiduelles se superposent aux contraintes de service), il est évident que la contrainte axiale résiduelle compressive dans les fibres devrait entraîner une augmentation de la résistance à la traction dans la direction longitudinale.



### ii. La résistance à la compression

L'effet des contraintes résiduelles sur la résistance à la compression est resté peu étudié en raison de la difficulté à isoler cet effet. Les études menées se sont concentrées sur la relation entre les défauts (ondulation, délaminage...etc) et la résistance à la compression [49, 57, 58, 59]. Étant donné que les contraintes résiduelles ont une influence importante sur ces défauts pendant la fabrication, une relation existe sûrement entre le comportement en compression et les contraintes résiduelles, mais elle n'est pas assez claire.

### iii. Les propriétés du cisaillement

Des études précédentes [60, 61], basées sur la computation numérique par éléments finis ont montré que les contraintes résiduelles de cisaillement sont presque nulles au centre des fibres, et atteignent leur maximum au bord du composite. Ainsi, on peut prédire une concentration des contraintes près des extrémités des fibres, donc une dégradation des propriétés du cisaillement. Lors d'un chargement extérieur, cette concentration peut se traduire par une augmentation de la probabilité de flambage de la fibre, fissuration matricielle et le décollement fibre [51, 62].

### iv. Les propriétés de flexion

Autant que nous le savons, aucune étude ne met en évidence la relation entre les contraintes thermiques résiduelles et les propriétés de flexion. Toutefois, Safarabadi and Shokrieh, 2014<sup>[34]</sup> expliquent dans leurs études que les contraintes résiduelles compressives augmentent considérablement la flexion négative dans les composites à matrice polymère, ce qui peut résulter en une altération des propriétés de flexion des composites.

### v. La ténacité des composites en modes I et II

Du fait que les contraintes résiduelles altèrent considérablement la ténacité des composites [63], il est primordial qu'elles soient considérées dans la prédiction de la ténacité du composite.

Un certain nombre de modèles ont été développés pour l'étude de l'influence de contraintes résiduelles sur la ténacité des composites en modes I et II (ruptures inter laminaires, Fig. 1-14) [63, 64]. En négligeant l'effet des contraintes résiduelles, une erreur importante (jusqu'à 76%) apparaît sur la ténacité en mode de délaminage  $G_I$  [36].



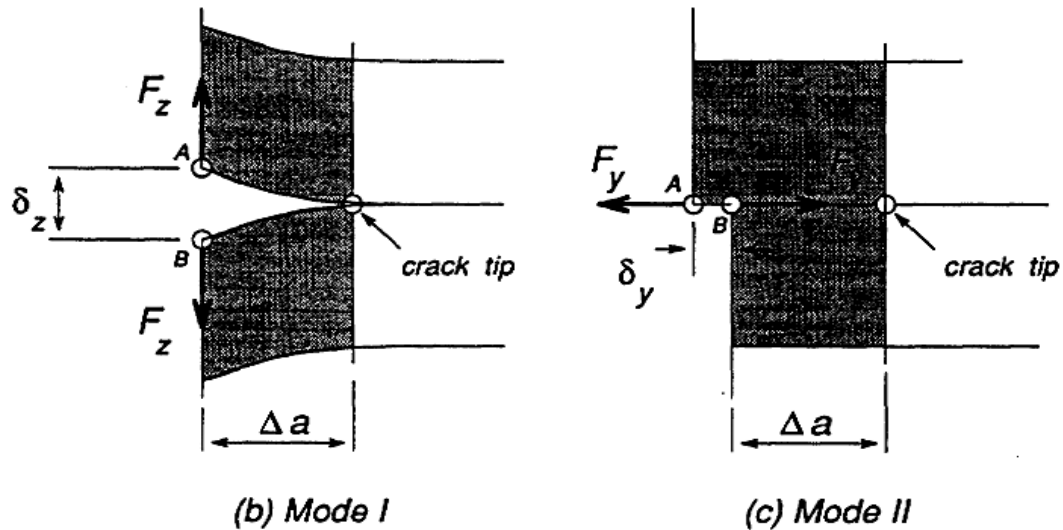


Figure I. 14: Rupture des composites en mode I et mode II, extrait de [63]

vi. La résistance à la fatigue

La relation entre la fissuration par fatigue des composites et les contraintes résiduelles a fait l'objet de plusieurs études [65, 66]. Basées sur la conclusion de ces études, les contraintes thermiques résiduelles doivent être prises en considération dans l'estimation de la tenue à la fatigue des composites.

**I.5 DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES**

Du fait de leur importance, il n'est pas surprenant qu'il existe un intérêt sans cesse croissant pour le développement des méthodes d'analyses des contraintes résiduelles. Ainsi il est possible de compter aujourd'hui plusieurs méthodes. Opter pour l'une de ces méthodes reste un compromis de crédibilité/disponibilité. Nous citerons, en ce qui suit les principales méthodes employées par les chercheurs.

**I.5.1 Méthodes analytiques**

Les modèles analytiques issus de théories mathématiques et prenant en compte un certain nombre d'hypothèses de base, font partie des méthodes prédictives. Cependant, leurs expressions peuvent devenir très complexes au fur et à mesure que le nombre de paramètres augmente. C'est pourquoi ces approches ne sont utilisées qu'avec précaution et restent réservées à des matériaux répondant aux hypothèses de base. Ces modèles, pour la plupart, se basent sur des modèles élastiques simplifiés et utilisent le modèle Eshelby<sup>[67, 68]</sup>

$$\epsilon = \Delta\alpha \cdot \Delta T \tag{I.1}$$

### I.5.1.1 Cas des fibres longues

Le champ de contraintes résiduelles thermiques est constitué de trois composantes (Figure I.15), elles sont données grâce à une analyse thermo-élastique par les formules :

*i. Contraintes Radiales :*

La contrainte thermique radiale se calcule de la façon suivante [47] :

$$\sigma_r^{th} = \frac{\Delta\alpha \cdot \Delta T}{A} \quad (\text{I.2})$$

Avec  $\Delta\alpha = \alpha_m - \alpha_f$  et  $\Delta T = T - T_0$  où T : Température ambiante et  $T_0$  : température d'élaboration du composite.

A : coefficient de flexibilité, il est calculé à partir du calcul de LAME, explicité pour des disques concentriques par [28], en négligeant l'effet des contraintes thermiques longitudinales :

$$A = \frac{1 - \nu_f}{E_f} + \frac{1 + \nu_m + V_f(1 - \nu_m)}{E_m \cdot V_m} \quad (\text{I.3})$$

D'après la formule (I.2), et si le coefficient de dilatation de la matrice est supérieur à celui de la fibre ( $\alpha_m > \alpha_f$ ) l'interface est mise en compression radiale, et dans le cas contraire ( $\alpha_m < \alpha_f$ ), l'interface est mise en tension. Dans ce dernier cas la décohésion de l'interface est plus facile [47,69].

*ii. Contraintes longitudinales :*

Les contraintes résiduelles thermiques dans la fibre et la matrice sont données par les relations suivantes [47] :

$$\sigma_f^{th} = \frac{E_f}{1 + \eta} \Delta\alpha \cdot \Delta T \quad (\text{I.4})$$

Et

$$\sigma_m^{th} = -E_m \frac{\eta}{1 + \eta} \Delta\alpha \cdot \Delta T \quad (\text{I.5})$$

Avec

$$\eta = \frac{E_f \cdot V_f}{E_m \cdot V_m}$$

De même, on peut déduire d'après les formules que pour le cas où  $\alpha_m > \alpha_f$  les contraintes longitudinales dans le sens de la fibre seraient en tension, ou en compression si  $\alpha_m < \alpha_f$ .

iii. Contraintes Circonférentielles :

Elles sont données par Oel et Frechete [25]:

$$\sigma_{\theta} = -\sigma_r \quad (\text{I.6})$$

Donc pour ce cas on aurait des contraintes de tensions si  $\alpha_m > \alpha_f$ ; et des contraintes circonférentielles de compression pour le cas inverse ( $\alpha_m < \alpha_f$ ).

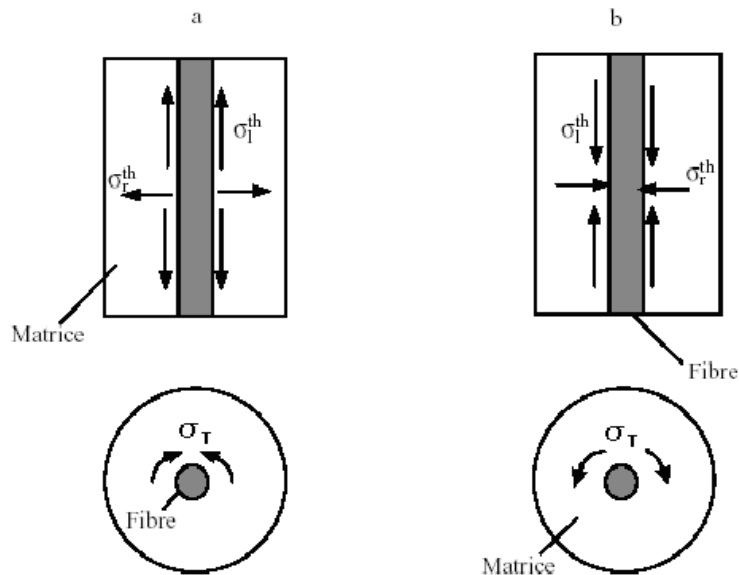


Figure I. 15: Les contraintes résiduelles thermiques exerçantes sur la fibre après refroidissement : (a)  $\alpha_m < \alpha_f$  (b)  $\alpha_m > \alpha_f$ , extrait de [47].

I.5.1.2 Cas des fibres courtes

Une solution analytique des contraintes résiduelles élastiques basée sur le modèle de cisaillement (shear lag) tel que développé par Hsueh & Becher [70] est présentée ci-dessous. La cellule unitaire utilisée pour modeler le composite est montrée dans la figure I.16, où la fibre de rayon ( $a$ ) et de longueur ( $2l$ ) est incorporée à la fois à l'interface (c-à-d  $r = a$ ) et aux extrémités de la fibre (c-à-d  $z = \pm l$ ) dans une *matrice cylindrique coaxiale* d'un rayon ( $b$ ) et de longueur ( $2l'$ ).

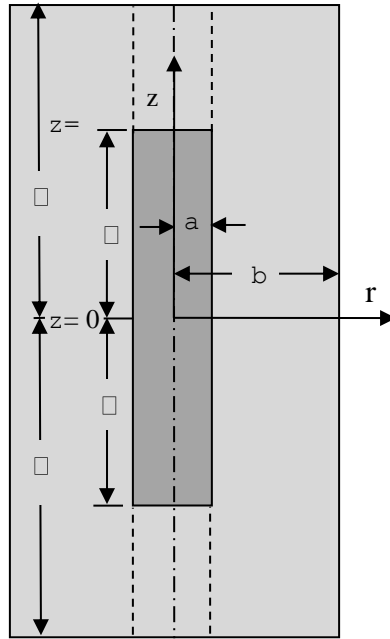


Figure I. 16: Le model Hsueh & Becher pour l'analyse des contraintes résiduelles dans un composite à fibres courtes. Une fibre imaginaire située entre les lignes en pointillés est ajoutée pour définir la condition de continuité aux extrémités de la fibre réelle [70]

Quand le composite est sujet à un refroidissement  $\Delta T = T_P - T_0$ , où  $T_P$  est la haute température initiale et  $T_0$  est la basse température finale, les contraintes résiduelles se développent inévitablement en raison de la différence des propriétés thermomécaniques entre la fibre et la matrice, et le transfert de contraintes se produit entre les fibres et la matrice à travers l'interface et aux extrémités des fibres. En utilisant le modèle de cisaillement "shear lag"; alors l'équation différentielle générale régissant la distribution de contrainte axial dans la fibre,  $\sigma_f$ , le long de la fibre en raison du transfert de contraintes est dérivée, comme suit [70, 71]:

$$\frac{d^2 \sigma_f}{dz^2} = \frac{\sigma_f + \left(\frac{b^2}{a^2} - 1\right) \sigma_m}{\frac{b^2(1+\nu_m)}{b^2 - a^2} \left[ b^2 \ln\left(\frac{b}{a}\right) - \frac{(b^2 - a^2)(3b^2 - a^2)}{4b^2} \right]} \quad (\text{I.7})$$

Où  $\nu_m$ : coefficient de Poisson's de la matrice,  $\sigma_m$  : la contrainte axiale à l'interface ( $r=a$ ).

La contrainte de cisaillement interfaciale  $\tau_i$ , est liée à  $\sigma_f$  tel que [70, 72].

$$\tau_i = - \frac{a d \sigma_f}{2 dz} \quad (\text{I.8})$$

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

Considérant que la fibre et la matrice restent parfaitement liées, la contrainte axiale dans la matrice à l'interface, est :

$$\sigma_m = \frac{E_f E_m [(D_1 + D_2)(\alpha_f - \alpha_m)] \Delta T + E_m [D_1 - D_2 \nu_f] \sigma_f}{E_f [D_1 - D_2 \nu_m]} \quad (\text{I.9})$$

Et la contrainte radiale est définie ainsi :

$$\sigma_r = \frac{-E_f E_m [(\nu_m + 1)(\alpha_f - \alpha_m)] \Delta T + E_m [\nu_f - \nu_m] \sigma_f}{E_f [D_1 - D_2 \nu_m]} \quad (\text{I.10})$$

Où

$\alpha_m, \alpha_f$ : sont les coefficients de dilatations thermiques (CTE) de la matrice et la fibre

$D_1$  et  $D_2$  sont donnés comme suit :

$$D_1 = \frac{1+f}{1-f} + \nu_m + \frac{(1-\nu_f)}{E_f} \quad (\text{I.11})$$

$$D_2 = 2 \left( \frac{\nu_f E_m}{E_f} + \frac{f \nu_m}{1-f} \right) \quad (\text{I.12})$$

Et

$$f = a^2 / b^2$$

En remplaçant l'Eq. (I.9) dans l'Eq. (I.7), la solution générale pour  $\sigma_f$  serait

$$\sigma_f = \frac{-(1-f)E_f E_m [(D_1 + D_2)(\alpha_f - \alpha_m)] \Delta T}{f E_f [D_1 - D_2 \nu_m] + (1-f) E_m [D_1 - D_2 \nu_f]} + A e^{\beta z} + B e^{-\beta z} \quad (\text{I.13})$$

Où

$$\beta = \frac{1}{b} \sqrt{\frac{1 + \frac{(1-f)E_m [D_1 - D_2 \nu_f]}{f E_f [D_1 - D_2 \nu_m]}}{\frac{1 + \nu_m}{2(1-f)} \left[ \ln\left(\frac{1}{f}\right) - \frac{(1-f)(3-f)}{2} \right]}} \quad (\text{I.14})$$

La contrainte inter-faciale de cisaillement,  $\tau_i$ , serait

$$\tau_i = \frac{-a\beta}{2} [A e^{\beta z} - B e^{-\beta z}] \quad (\text{I.15})$$

Où A & B sont des coefficients dépendants des conditions aux limites à l'extrémité de la fibre.

Pour trouver les coefficients A & B, une technique par ajout des fibres imaginaires au modèle a été développée, et deux cas spéciaux ont été discutés comme suit [70]:

i. La fibre est suffisamment longue :

$$A = B = \frac{(1-f)E_f E_m [(D_1 + D_2)(\alpha_f - \alpha_m)] \Delta T}{f E_f [D_1 - D_2 \nu_m] + (1-f) E_m [D_1 - D_2 \nu_f]} \times \frac{\beta'}{(\beta' - \beta) e^{\beta l}} \quad (\text{I. 16})$$

ou

$$\beta' = \frac{1}{b} \sqrt{\frac{1}{\frac{f(1+\nu_m)}{2(1-f)} \left[ \ln\left(\frac{1}{f}\right) - \frac{(1-f)(3-f)}{2} \right]}} \quad (\text{I. 17})$$

A cette condition la contrainte axiale maximale dans la fibre est:

$$\sigma_f = \frac{-(1-f)E_f E_m [(D_1 + D_2)(\alpha_f - \alpha_m)] \Delta T}{f E_f [D_1 - D_2 \nu_m] + (1-f) E_m [D_1 - D_2 \nu_f]} \quad (\text{I. 18})$$

ii. Lorsque l'extrémité de la fibre est suffisamment éloignée de la surface libre

$$A = B = \frac{(1-f)E_f E_m [(D_1 + D_2)(\alpha_f - \alpha_m)] \Delta T}{f E_f [D_1 - D_2 \nu_m] + (1-f) E_m [D_1 - D_2 \nu_f]} \times \frac{\beta'}{(\beta' - \beta) e^{\beta l} + (\beta' - \beta) e^{-\beta l}} \quad (\text{I. 19})$$

Sous cette condition la contrainte axiale dans la fibre serait :

$$\sigma_f = \frac{(1-f)E_f E_m [(D_1 + D_2)(\alpha_f - \alpha_m)] \Delta T}{f E_f [D_1 - D_2 \nu_m] + (1-f) E_m [D_1 - D_2 \nu_f]} \times \frac{-\beta(e^{\beta l} - e^{-\beta l})}{[(\beta' + \beta) e^{\beta l}] + [(\beta' - \beta) e^{-\beta l}]} \quad (\text{I. 20})$$

Et la contrainte de cisaillement inter-faciale au niveau des extrémités liées

$$\tau_i = \frac{-a\beta}{2} \frac{(1-f)E_f E_m [(D_1 + D_2)(\alpha_f - \alpha_m)]}{f E_f [D_1 - D_2 \nu_m] + (1-f) E_m [D_1 - D_2 \nu_f]} \times \frac{-\beta'(e^{\beta l} - e^{-\beta l})}{[(\beta' + \beta) e^{\beta l}] + [(\beta' - \beta) e^{-\beta l}]} \quad (\text{I. 21})$$

### 1.5.1.3 Cas des Inclusions

Hsueh, & Becher<sup>[70]</sup> développèrent une solution aux contraintes résiduelles dans une inclusion en modifiant le modèle d' Eshelby. Ainsi, et sans détailler, nous reporterons ci-dessous leurs solutions :

Dans un repère cartésien (X<sub>1</sub>, X<sub>2</sub>, X<sub>3</sub>) la géométrie d'une inclusion peut être définie comme suit :

$$\left(\frac{X_1}{a}\right)^2 + \left(\frac{X_2}{b}\right)^2 + \left(\frac{X_3}{c}\right)^2 = 1 \quad (\text{I. 22})$$

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

Où  $a, b, c$  sont les rayons de l'inclusion dans les directions  $X_1, X_2, X_3$  respectivement. Et les composantes de la contrainte dans une inclusion sont définies comme suit :

$$\sigma_{11} = \frac{\nu_m E_m}{(1+\nu_m)(1-2\nu_m)} (\varepsilon^c - \varepsilon^t) + \frac{E_m}{1+\nu_m} (\varepsilon_{11}^c - \varepsilon_{11}^t) \quad (\text{I.23})$$

$$\sigma_{22} = \frac{\nu_m E_m}{(1+\nu_m)(1-2\nu_m)} (\varepsilon^c - \varepsilon^t) + \frac{E_m}{1+\nu_m} (\varepsilon_{22}^c - \varepsilon_{22}^t) \quad (\text{I.24})$$

$$\sigma_{33} = \frac{\nu_m E_m}{(1+\nu_m)(1-2\nu_m)} (\varepsilon^c - \varepsilon^t) + \frac{E_m}{1+\nu_m} (\varepsilon_{33}^c - \varepsilon_{33}^t) \quad (\text{I.25})$$

Avec  $\nu$  : coefficient de poisson,  $E$  : le module de Young,  $\alpha$  : coefficient de dilatation thermique,  $\varepsilon^c, \varepsilon^t$  : déformation pour une inclusion, et la déformation équivalente respectivement. Cependant c'est Lorsque l'inclusion ellipsoïdale a une forme particulière (à savoir, en forme de disque ou sphère (figure I.17), cette solution est simplement adaptée et les solutions peuvent être obtenues en utilisant des différents modèles. En ce qui suit, les indices "m" et "e" sont relatifs à la matrice et l'inclusion respectivement.

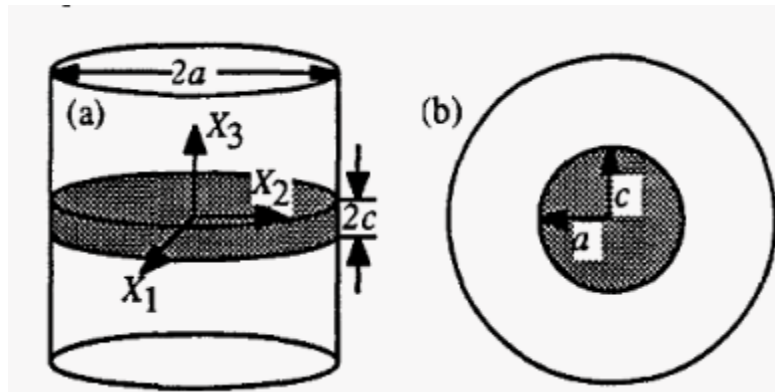


Figure I. 17: Schéma montrant le volume élémentaire représentatif pour les composites contenant (a) une inclusion en forme de disque, (b) une inclusion en forme de sphère, extrait de [70]

### *i. Une Inclusion en forme de Disque*

Quand le ratio  $c/a$  de l'inclusion approche le zéro ( $a \gg c$ ), l'inclusion prend la forme d'un disque de rayon  $a=b$  et une épaisseur  $c$ . Ainsi l'inclusion, de forme de disque est prise en sandwich entre 2 disques représentant la matrice (Figure I.17-a). Dans la direction  $X_3$ , la contrainte résiduelle est nulle que ce soit dans la matrice ou la fibre ( $c$ -à- $d \ \sigma_{33}=0$ ). Dans la direction  $X_1$  et  $X_2$ , la continuité entre l'inclusion et la matrice est requise, tel que :

$$\frac{(1-\nu_e)\sigma_{11}}{E_e} + \alpha_1 \Delta T = \frac{(1-\nu_m)\sigma_{11(m)}}{E_m} + \alpha_m \Delta T \quad (\text{I.26})$$

Où  $\sigma_{11(m)}$  est la contrainte normale dans la direction X1 (et X2) dans la matrice. L'équilibre mécanique requiert que

$$\phi \sigma_{11} + (1 - \phi)\sigma_{11(m)} = 0 \quad (\text{I.27})$$

Avec  $\phi$  est la fraction volumique de l'inclusion

En combinant l'équation I.26 et I.27 on obtient :

$$\sigma_{11} = \frac{(\alpha_m - \alpha_1)\Delta T}{\frac{1-\nu_e}{E_e} + \frac{f(1-\nu_m)}{(1-f)E_m}} \quad (\text{I.28})$$

### ii. Une Inclusion en forme sphérique

Quand le ratio  $c/a$  est égal à un (1) l'inclusion devient une sphère de rayon  $a$ . Le volume élémentaire représentatif du composite est illustré dans la Figure I.9-b. Ce problème est analysé pour des inclusions avec des CTE " $\alpha_e$ " isotropiques. Dans ce cas, les contraintes résiduelles dans une inclusion sphérique sont données comme suit [73] :

$$\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33} = \frac{(\alpha_m - \alpha_e)\Delta T}{\frac{1}{3K_e} + \frac{1}{4(1-f)G_m} + \frac{f}{3(1-f)K_m}} \quad (\text{I.29})$$

### I.5.2 Modélisation par Eléments Finis (M.E.F)

Une autre approche de prédiction du comportement des composites au cycles de cuisson, beaucoup plus récente, est la simulation numérique. Son utilisation s'est fortement développée au cours de ces dernières années grâce à l'amélioration des performances des moyens informatiques ainsi qu'au développement des logiciels MEF. Sa souplesse d'utilisation et la prise en compte d'un nombre important de phénomènes physiques offrent des perspectives intéressantes par rapport aux modèles analytiques.

De ce fait plusieurs chercheurs ont opté pour cette méthode, Citons pour cas les travaux de H.Choo et al. (2000) [74] sur les couples NiAl-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. A.Andrade (2000) [75] qui analysa les contraintes résiduelles et leur évolution en fonction de la température d'élaboration, dans des couples à matrice en Aluminium renforcé avec des fibres courtes en SiC. Plus récemment encore A. Boczkowska (2005) [76] a étudié les contraintes dans les composites Céramique-élastomère. D'autres travaux similaires ont été effectués par Mecirdi et al. (2010) [61] ; qui ont étudié la distribution et l'intensité des contraintes résiduelles dans les composites à matrice en verre, en mettant en évidence l'effet des propriétés des matériaux de base ainsi que l'effet de l'interphase.



## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

Il est à noter néanmoins, que cet outil de prédiction nécessite d'accéder aux propriétés mécaniques et thermiques de chaque constituant du matériau étudié.

### I.5.3 Méthodes Expérimentales

De nombreuses techniques expérimentales permettent d'accéder à l'état des contraintes thermiques résiduelles dans un composite. Les analyses obtenues avec des outils expérimentaux sont plus réalistes. Cependant l'accès expérimental implique souvent des moyens, et des conditions opératoires très stricts. Les méthodes expérimentales peuvent être catégorisées selon leurs techniques en 2 catégories :

#### I.5.3.1 Méthode Destructives

##### *i. Méthode du trou (The hole- drilling method)*

La technique du trou pour la mesure des contraintes résiduelles est relativement ancienne. En fait, elle fut initialement proposée dans les années 30 par Mathar (1934) [77]. Le principe de cette méthode consiste à percer un petit trou sur la surface d'une plaque. Les contraintes résiduelles seront évaluées, en mesurant les déformations autour du trou.

Au début, cette méthode semi-destructive était restreinte aux matériaux macroscopiques, homogènes et isotropes [78]. Des tentatives ont été faites pour appliquer cette méthode pour le cas des matériaux orthotropes [79]. Un peu plus tard et en 1987, Prasad & al [80] essayèrent de déterminer les coefficients de calibration nécessaires aux calculs des contraintes thermiques résiduelles pour un matériau composite graphite-polyamide unidirectionnel hautement orthotrope puis aux composites fibreux.

Toutefois l'exploitation des solutions résultant de cette méthode nécessite des hypothèses simplificatrices. En plus, la nature hautement orthotrope des composites complique les mesures, car il est difficile d'obtenir des mesures précises autour du trou, particulièrement dans la direction de la fibre, et ceci même avec des techniques de haute précision telles que l'interférométrie de moiré [81].

##### *ii. Méthode du Trou Incrémental (The incremental hole-drilling method):*

Le principe de base de cette méthode est le même que celui de la méthode conventionnelle du trou, toutefois dans cette méthode le perçage se fait graduellement pour déterminer l'état de contrainte sur toute l'épaisseur de l'échantillon. Les déformations sont mesurées à la surface en utilisant une jauge extensomètre, ce qui est, ensuite, traité par un modèle approprié pour pouvoir évaluer les contraintes résiduelles. Cette méthode offre une plus grande flexibilité et peut être appliquée à des formes plus complexes. De plus la mesure par jauge est une

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

technique très bien connue avec une précision assez bonne (les erreurs sont de l'ordre de 2 à 5% [81, 82]).

Comparée à la méthode du trou conventionnel, la combinaison d'un perçage à grande vitesse et d'un fraisage circulaire réduit la charge mécanique au fond du trou, la déformation plastique dans le centre du trou et l'apport thermique dans le matériau. Par conséquent, la manipulation des contraintes résiduelles intrinsèques lors de la mesure est réduite et la précision des résultats est augmentée. Un inconvénient de la méthode du trou incrémental est la taille des rosettes typiques qui est 2 à 4 fois supérieure au diamètre du trou, mettant la surface couverte par la jauge très grande comparé au champ des contraintes. Un autre problème fréquent est le perçage excentrique, c.-à-d. le trou n'est pas percé exactement au centre de la rosette. Par ailleurs, pour l'utilisation de cette méthode, il est nécessaire de définir les vitesses de perçage et de translation optimales. Autre part ; il est à souligner que la méthode du trou incrémental a été utilisé en combinaison avec d'autres méthodes spécialement la méthode des éléments finis [81]

### *iii. Méthodes par Micro-d'indentation (Micro-indentation methods) :*

Cette technique est une méthode micro-mécanique qui est utilisée pour analyser les caractéristiques de l'interface [83, 84]. Le principe de cette méthode est d'appliquer une charge compressive longitudinale sur l'extrémité d'une fibre en utilisant un petit indenteur, jusqu'à la décohésion de la fibre. Le test repose fondamentalement sur la nature hétérogène d'un matériau composite, mais permet des mesures de contraintes résiduelles à une micro échelle. Cette méthode n'est pas libre de défauts. En effet, elle ne peut être utilisée que pour les fibres de verre, et elle est, la plu part du temps, réservée aux fibres de large diamètre (>100µm) [81].

### *iv. Autres Méthodes*

Les méthodes citées ci-dessus sont les plus utilisées. Toutefois d'autres méthodes destructives existent, afin d'enrichir cette étude, quelques méthodes en plus seront brièvement présentées ci-dessous à titre indicatif :

1- *La méthode du trou profond (The deep hole-drilling method) :* conçue initialement pour les matériaux isotropes, puis utilisée pour les structures composites épaisses. Elle n'est pas considérée comme une méthode purement destructive car le perçage d'un petit trou n'affecte pas l'intégrité de la structure [81].

2- *Méthode de la rainure annulaire (Ring-Core) :* considérée comme une technique destructive, cette méthode n'a pas été largement utilisée [85]. Elle suit le même principe que

celui de la méthode du trou, à la différence qu'elle utilise une rainure annulaire à la place du trou.

3- *Méthode de la compliance (the cutting method)* : cette méthode est basée sur la même technique que celle du trou, car les contraintes sont relaxées par enlèvement de matière, mais cette fois c'est une entaille qui est créée, ce qui engendre un bord libre. [81].

### I.5.3.2 Méthodes Non-Destructives (NDT)

#### i. *Diffraction des rayons X :*

Le principe de ces techniques est basé sur la détermination des distances interatomiques d'une famille de plans diffractant. La déformation, induite par la présence d'un champ de contraintes, est mesurée à l'aide de la loi de Bragg. Les contraintes sont alors calculées par les équations de la mécanique de l'élasticité [60]. Cette méthode peut être directement appliquée aux composites à matrice métallique, nous citons l'exemple des travaux de J.C.Hanan et al (2001) [86] dans l'analyse des composites (Ti-6Al-4V/SCS6). La diffraction des rayons X a également été utilisée pour les composites polymères renforcés par des fibres. Cependant, comme la matrice polymère est non cristalline, de petites particules métalliques de la même taille que le diamètre de la fibre doivent être incorporées dans la matrice.

Néanmoins, la méthode de diffraction par rayons X classique est réduite à l'évaluation surfacique car elle possède un faible pouvoir de pénétration et permet seulement la mesure des souches à une profondeur d'environ 50  $\mu\text{m}$ . Pour l'analyse du « cœur » de la matière, l'élimination successive des couches superficielles est nécessaire, ce qui rend alors la méthode semi-destructive [87]. Bien que la diffraction par rayons X classique reste la plus utilisée il existe une autre source de rayonnement dite synchrotron, et qui permet une profondeur de mesure plus importante. Le principe des sources synchrotron est basé sur la mesure de radiation émise par des électrons qui traversent un anneau circulaire, à une vitesse proche de celle de la lumière ; La radiation créée est, fonction du rayon de courbure et de l'énergie des électrons.

#### ii. *Diffraction des neutrons*

Elle est basée sur le même principe que la technique des Rayon-X. La diffraction des neutrons permet d'avoir des informations en profondeur beaucoup plus importante que la précédente (~50mm), dans le matériau mais est une technique très lourde à mettre en œuvre.

Plusieurs auteurs ont choisi cette technique, citons l'exemple de H. Choo et Mark A.M. Bourke (2000) [74] ; ils exploitèrent cette technique pour étudier les contraintes résiduelles dans des matrices NiAl renforcées par des fibres courtes en Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et des particules en AlN.

### *iii. Spectrométrie Raman*

Une autre méthode expérimentale est la micro-spectrométrie Raman, qui peut imager l'état des contraintes thermiques résiduelles dans les matériaux composites. La spectroscopie Raman utilise une spectroscopie optique (lumière laser à longueur d'onde habituellement visible) pour sonder la polarisabilité des liaisons chimiques (la déformation du nuage électronique lors du mouvement des atomes). Ainsi, cette technique exploite la sensibilité des modes de vibration aux contraintes internes dans les phases cristallines. La spectrométrie Raman est une technique bien établie pour déterminer l'état de contraintes dans les fibres encastrées dans les matrices en polymère [36, 87]

### *iv. Autre Méthodes Optique*

Lubineau (2008) [88] proposa une méthode simple pour l'estimation des contraintes résiduelles basées sur le post-traitement d'un champ de déplacement par rapport à la création d'une fissure transversale mesurée avec une caméra numérique sur un stratifié,

Berezhinsky et al. (2007) [89] offrirent une autre méthode basée sur la modulation de la polarisation du rayonnement laser réfléchi par les médias anisotropes et la définition de ses paramètres d'anisotropie au moyen de cette modulation. Ainsi, les contraintes résiduelles causées par la différence des coefficients de dilatation thermique sur le bord d'une jonction SiC/SiC + 20% TiB<sub>2</sub> ont été étudiées selon la méthode proposée. Les courbes obtenues par cette méthode furent qualitativement conformes aux calculs analytiques, et quantitativement (magnitude de contrainte) coïncident avec celles obtenues par une méthode de diffusion Raman et la diffraction du rayonnement X.

### *v. Méthode Des Ultrasons :*

Une autre manière de mesurer les déformations et donc d'évaluer les contraintes est la méthode des ultrasons. Cette méthode est basée sur la vitesse de propagation d'une onde à travers le matériau [60]. Les variations de vitesse des ultrasons dépendent de l'état de déformation du matériau et de l'état des contraintes, fournissant ainsi, une mesure de la contrainte moyenne le long du trajet de l'onde.

## **I.6 MODELISATION DES PROPRIETES MECANIQUES DES COMPOSITES**

La présence des renforts modifie les propriétés mécaniques finales des composites. Plusieurs études soutiennent cette idée, nous citerons à titre d'exemple les résultats de Wong et al. [90] qui ont démontré que le module d'élasticité est doublé pour un taux de 30% en volume des renforts dans un composite à matrice organique renforcé par des particules en céramique.

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

Dans cette partie nous citerons quelques approches simples qui sont proposées dans la plupart des études sur les composites à renforts.

### I.6.1 Déformation élastique

Les premières déformations élastiques sont habituellement liées au module d'élasticité du matériau composite. Cependant, la prédiction quantitative des propriétés élastiques des composites est difficile et la plupart des modèles rencontrés dans la littérature sont empiriques ou théoriques et tentent de définir le comportement élastique du matériau composite à partir des propriétés élastiques des différentes phases.

Dans tout ce qui suit,  $E_c$ ,  $E_r$  et  $E_m$  désignent les modules de cisaillement du composite, des renforts et de la matrice et  $\phi$  est la fraction volumique du renfort.

#### I.6.1.1 Bornes de Voigt et Reuss (lois de mélanges)

Sans doute le modèle le plus simple existant dans la littérature. Lorsque les seuls paramètres du matériau hétérogène sont le comportement et la fraction volumique de chaque phase. Ainsi, l'évaluation de l'effet de la phase du renfort sur les propriétés élastiques du composite est basée sur l'utilisation de différentes moyennes pondérées par les fractions respectives des différentes phases.

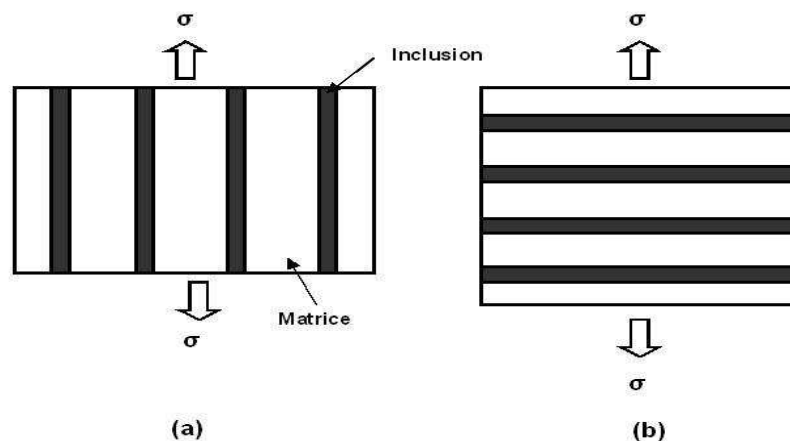


Figure I. 18: Illustration de la loi de mélanges (a) modèle parallèle et (b) modèle série, extrait de [91]

#### i. Modèle parallèle (ou modèle de Voigt).

Le modèle parallèle est basé sur l'hypothèse que les déformations des fibres et de la matrice sont identiques. Ce modèle suppose que le composite est sollicité parallèlement aux fibres (Figure II.1 (a)). Ainsi le module d'élasticité du composite,  $E_c$ , est exprimé, par la relation suivante [92] :

$$E_C = \phi E_r + (1 - \phi) E_m \quad (\text{I. 30})$$

ii. Le Modèle en Série (ou modèle de Reuss).

En revanche, la loi série est basée sur l'hypothèse que les contraintes sont identiques dans les deux constituants. Cette technique suppose que le composite est sollicité dans le sens radial des fibres (Figure II.1 (b)). Ainsi le module d'élasticité du composite,  $E_C$ , est exprimé, par la relation suivante [92] :

$$E_C = \frac{E_r E_m}{E_r(1-\phi) + E_m \phi} \quad (\text{I. 31})$$

En ingénierie ; la règle des mélanges permet une bonne approximation du module d'élasticité. Toutefois, ces deux types d'approches sont des approximations qui ne tiennent nullement compte de la morphologie du matériau.

Madsen et Lilholt, 2003 [93] ont modifié les modèles de Voigt et de Reuss afin d'introduire l'aspect poreux des composites. Ainsi les formules ont été réécrites en introduisant le paramètre  $V_p$  qui désigne le volume poreux comme suit :

$$E_C = [\phi E_r + (1 - \phi) E_m] \cdot (1 - V_p)^2 \quad \text{Association parallèle} \quad (\text{I. 32})$$

$$E_C = \frac{E_r E_m}{E_r(1-\phi) + E_m \phi} \cdot (1 - V_p)^2 \quad \text{Association Série} \quad (\text{I. 33})$$

### **I.6.1.2 Approche directe**

Proposé par Hashin, 1983 [94], cette approche donne une approximation basée sur des géométries simplifiées (l'Assemblage Composite Cylindriques / ACC). Le résultat est une approximation du module d'élasticité longitudinal du composite [95] :

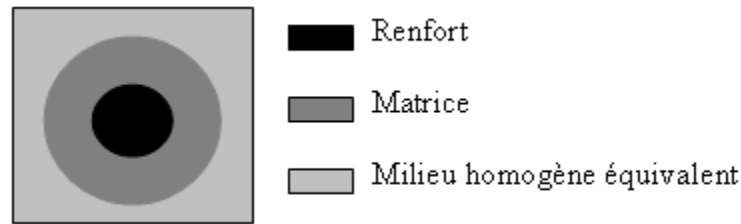
$$E_{ACC} = E_f \phi + E_m (1 - \phi) + \frac{4 \cdot \phi(1-\phi) \cdot (\nu_f - \nu_m)^2}{\frac{(1-\phi)}{k_f} + \frac{\phi}{k_m} + \frac{1}{G_m}} \quad (\text{I. 34})$$

Où " $\nu$ " est le coefficient de poisson, " $k$ " est le module de compressibilité et " $G$ " le module de cisaillement avec " $f$ " et " $m$ " dénote la fibre et la matrice respectivement.

### **I.6.1.3 Modèles Auto-Cohérents**

Le concept d'auto-cohérence est principalement basé sur les travaux de Eshelby [67,68]. Ces approches consistent à prendre comme milieu de référence le milieu homogène équivalent (MHE) que l'on cherche à déterminer (figure I.19), la solution est obtenue ensuite par une méthode itérative [96]. La littérature fait référence à deux approches auto cohérentes à savoir "à deux phases" [97-99] et "à trois phases" [100, 101]. Il est à souligner que le terme "phases"

concerne l'hypothèse de localisation et non le nombre de phases en présence dans le matériau hétérogène.



**Figure I. 19: Volume élémentaire représentatif à trois phases utilisées dans l'approche auto-cohérente, extrait de [96]**

### I.6.1.4 Approche Variationnelle

Ces approches donnent un encadrement des modules du composite. Hill, 1964<sup>[102]</sup> étudia le problème en se basant sur une approche théorique. Une fibre cylindrique avec une matrice cylindrique donne la borne inférieure. En inversant (la matrice cylindrique entourée d'une fibre) Hill détermina la borne supérieure, et les équations sont exprimées comme suit [95] :

$$\frac{4 \cdot \phi(1-\phi) \cdot (v_f - v_m)^2}{\frac{(1-\phi)}{k_f} + \frac{\phi}{k_m} + \frac{1}{G_m}} \leq E_c - E_f \phi - E_m(1 - \phi) \leq \frac{4 \cdot \phi(1-\phi) \cdot (v_f - v_m)^2}{\frac{(1-\phi)}{k_f} + \frac{\phi}{k_m} + \frac{1}{G_f}} \quad (\text{I.36})$$

Ces bornes sont valables pour tous les composites continus renforcés par des fibres et ceci indépendamment de la géométrie transversale, et sont les plus réalistes, dans la mesure que l'on ne précise pas davantage la répartition spatiale de la fibre dans les composites. Il est à souligner La borne inférieure de Hill est identique à l'approximation de L'approche directe de Hashin (équation I.34).

### I.6.1.5 Approches Numérique

Les approches numériques utilisant des méthodes telles que la modélisation par élément finis peuvent aussi être utilisées pour la prédiction des propriétés élastiques des composites. Ces techniques permettent l'analyse à l'échelle de microcellules unitaires, en admettant des répartitions spatiales de la fibre périodique tel que Carrée ou Hexagonale, et même aléatoire (cylindrique). Généralement ces approches numériques traitent le comportement élastique des matériaux composites en se basant sur la loi de Hook.

## I.6.2 Déformations plastiques

Toutes les approximations décrites dans la section I.6.1 peuvent être utilisées pour le cas d'élasticité pure, toutefois le cas d'une déformation plastique est beaucoup plus complexe. En effet les lois de mélanges, basées sur des hypothèses l'uniformité de la contraction latérale des

deux phases du composite tel-que celles décrites ci-dessus, donnent une approximation réaliste pour des comportements purement élastiques. Toutefois ces approches ne deviennent plus fidèles que pour le cas d'un comportement élastique-plastique, du fait que le  $\nu_m$  augmente avec la plastification de la matrice, et par conséquent la différence de la contraction latérale entre la fibre et la matrice devient plus importante. Pour résoudre ce problème Hill, 1964 <sup>[103]</sup> proposa une extension du cas purement élastique avec la supposition que  $\nu_m = 0.5$  et que le taux d'écroutissement peut être pris comme un module instantané de la matrice. Ainsi Hill ré-exprima les bornes pour le module de Young résultant du matériau composite qui sont supérieure à celle pour le cas d'un comportement purement élastique [95].

$$\frac{\phi(1-\phi)(1-2\nu_f)^2}{\left(\frac{\phi}{k_m} + \frac{(1-\phi)}{k_f} + \frac{1}{G_m}\right)} \leq \left(\frac{d\sigma_c}{d\varepsilon} - \frac{d\sigma_f}{d\varepsilon} \cdot \phi - \frac{d\sigma_m}{d\varepsilon} (1 - \phi)\right) \leq \frac{\phi(1-\phi)(1-2\nu_f)^2}{\left(\frac{\phi}{k_m} + \frac{(1-\phi)}{k_f} + \frac{1}{G_f}\right)} \quad (\text{I.37})$$

### I.7 MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT

Les premiers endommagements détectés dans un matériau composite commencent à se développer à l'échelle microscopique lorsqu'une sollicitation quelconque atteint la limite de rupture d'un des constituants ou celle de l'interface les reliant [104]. Les microfissures sont habituellement trop petites pour causer la ruine composite, et il est usuel de parler d'initiation de la rupture. Toutefois, les microfissures peuvent atteindre un nombre important et s'accumuler pour entraîner une propagation de la rupture sur une échelle macroscopique jusqu'à rupture finale du composite.

Les mécanismes d'endommagement potentiels d'un matériau composite à une sollicitation mécanique, peuvent se regrouper en trois mécanismes élémentaires principaux différents selon le site où ils opèrent [105] : Fissuration matricielle (transversale et longitudinale) ; rupture des fibres, la rupture de l'interface fibre-matrice (Figure I.20). 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. Le procédé global de la rupture dans les composites est souvent considéré comme un processus d'accumulation de différents types d'endommagements [104-106].



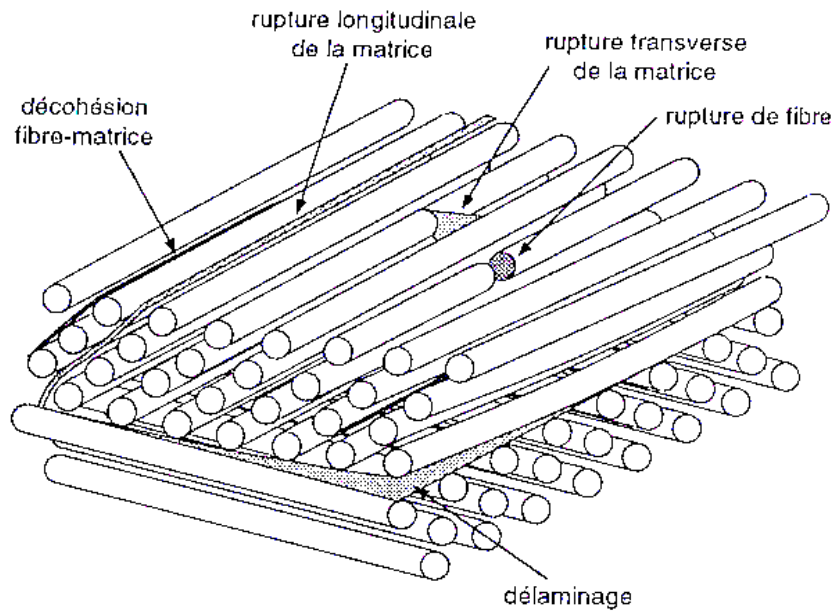


Figure I. 20: Mécanismes d'endommagement observés dans un composite, extrait de [105]

## I.7.1 Fissuration matricielle

L'endommagement des composites se produit généralement par la multi-fissuration de la matrice. Les fissures apparaissent aux niveaux des porosités et/ou des inclusions, et se propagent dans la matrice soit par fissuration longitudinale ou par fissuration transversale [104].

### I.7.1.1 Fissuration Longitudinale

Lorsque la contrainte de cisaillement  $\tau_m$  appliquée dans la matrice atteint la contrainte en cisaillement à la rupture  $\tau_{mu}$ , une fissuration longitudinale tient place. Généralement ces fissures avoisinent une fibre (Figure I.21).

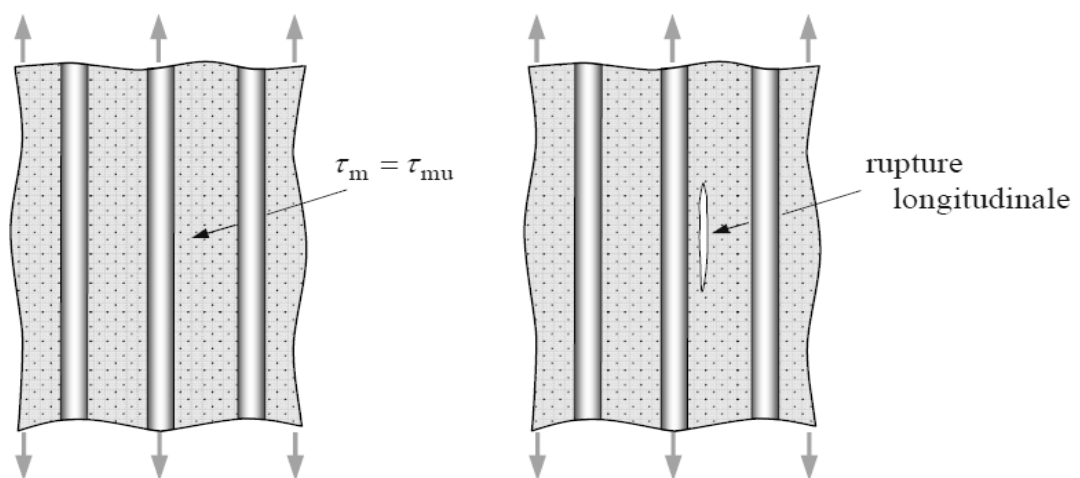


Figure I. 21: Rupture longitudinale de la matrice, extrait de [105].

## I.7.1.2 Fissuration Transversale

En revanche, lorsque la contrainte en traction  $\sigma_m$  dans la matrice atteint la contrainte à la rupture  $\sigma_{mu}$  de la matrice, une fissuration transversale se produit, comme le montre la figure (Figure I.22)

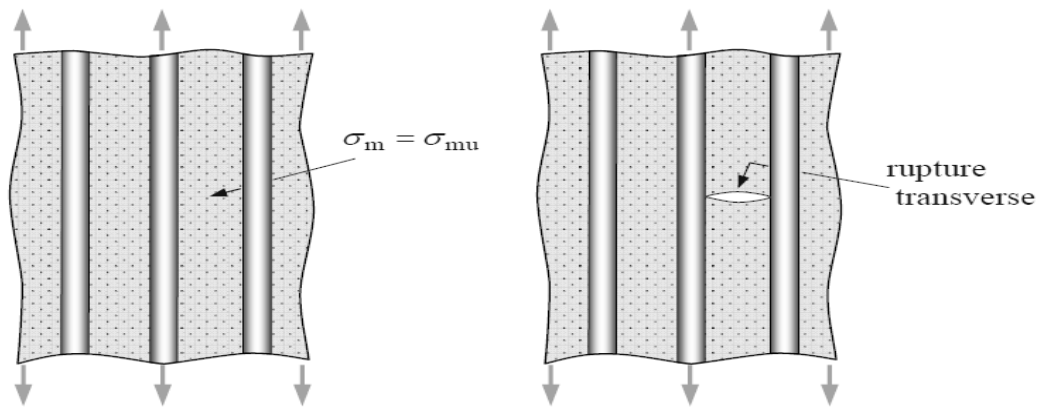


Figure I. 22:Rupture transversale de la matrice, extrait de [105].

## I.7.2 Rupture des fibres

La rupture des fibres intervient dans un composite lorsque la contrainte de traction  $\sigma_f$  dans une fibre atteint la contrainte à la rupture  $\sigma_{fu}$  (Figure I.23). Etant donné que la résistance des fibres est généralement très élevée la rupture des fibres est donc le résultat d'une forte sollicitation dans l'axe de la fibre [107].

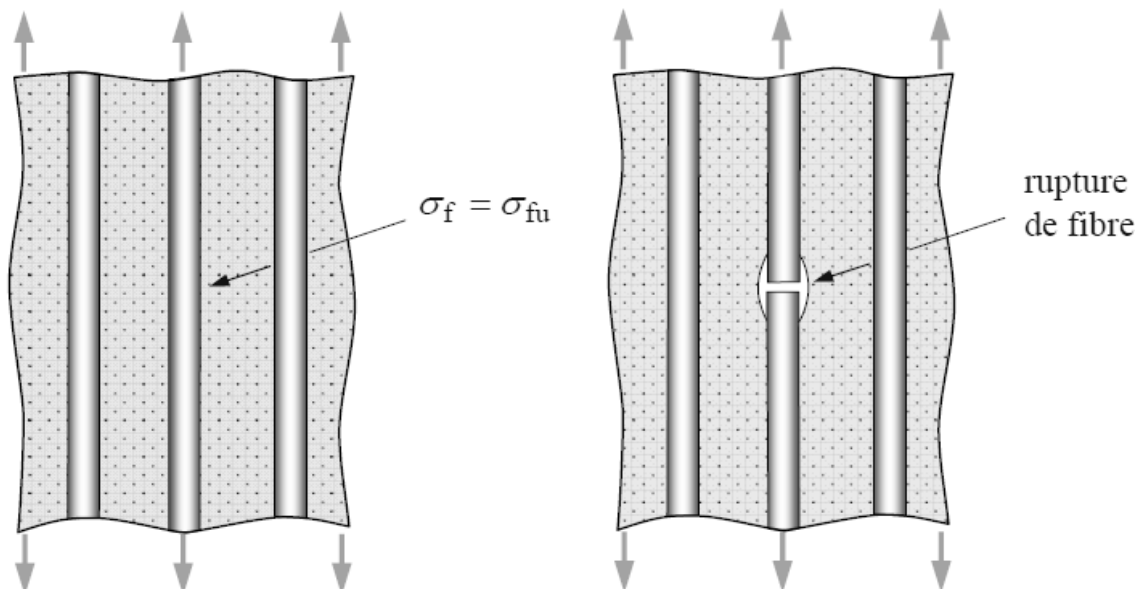
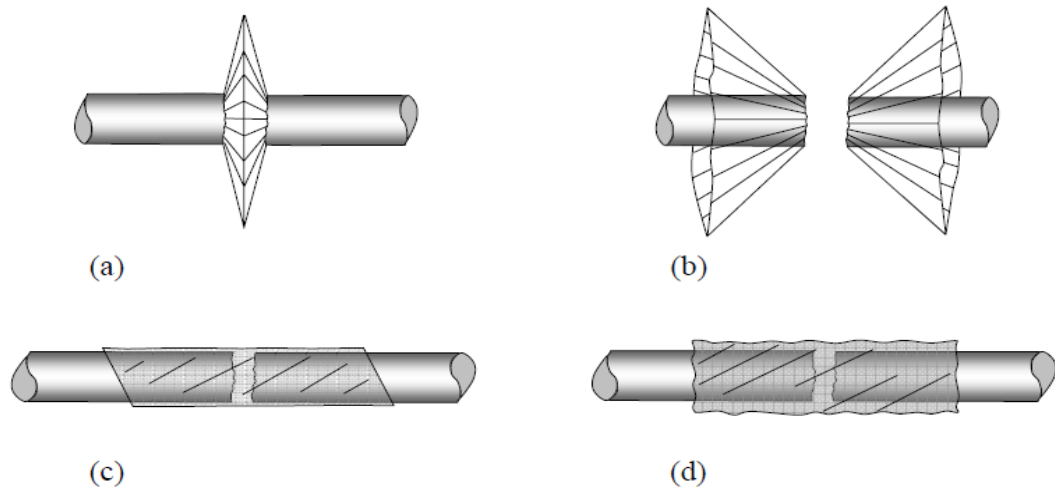


Figure I. 23: Rupture de fibre, extrait de [105].

La rupture des fibres est considérée comme très critique et peut conduire à la ruine des structures composites, car non seulement elle est le signe d'une forte sollicitation, mais elle s'associe à une forte concentration de contraintes. Le processus d'endommagement résultant,

dépendra principalement de la capacité de la matrice à absorber l'énergie libérée, des propriétés de l'interface fibre-matrice [105]. Les figures I.6 montrent les différents processus de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre.



**Figure I. 24: Différents modes de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre. (a) Rupture transverse de la matrice ; (b) Rupture en cisaillement de la matrice ; (c) Décohésion de l'interface fibre-matrice ; (d) Rupture longitudinale de la matrice, extrait de [105].**

### I.7.3 Sollicitation en Traction dans la Direction Transversale des Fibres

De par leurs configurations, les composites unidirectionnels présentent une faible résistance en traction transverse et c'est la qualité de l'interface qui contrôlera ce type de rupture. Ainsi les scénarios imaginables pour ce cas de figure sont illustrés figure II.9. Ainsi, la rupture peut se propager dans la matrice lorsque la contrainte à rupture de la matrice  $\sigma_{mu}$  est inférieure à la contrainte de décohésion  $\sigma_d$  (Figure I.28.a). Dans le cas contraire, c.-à-d.  $\sigma_{mu} > \sigma_d$ , la rupture se produit soit par décohésion de l'interface fibre-matrice (Figure I.28.b) [105].

Pour une interface parfaite, la résistance transverse du composite  $\sigma_{tc}$  est au maximum que celle de la matrice [111]:

$$\text{Si } \sigma_{mu} > \sigma_d \quad \text{alors } \sigma_{tc} = \sigma_{mu} \quad (\text{I.42})$$

En revanche si la résistance de l'interface est inférieure à celle de la matrice l'expression de la résistance à la traction transverse du composite peut s'exprimer comme suit [112]:

$$\text{Si } \sigma_{mu} < \sigma_d \quad \text{alors } \sigma_{tc} = \sigma_m \left( 1 - \sqrt{\frac{4\phi}{\pi}} \right) + \sigma_d \left( \sqrt{\frac{4\phi}{\pi}} \right) \quad (\text{I.43})$$

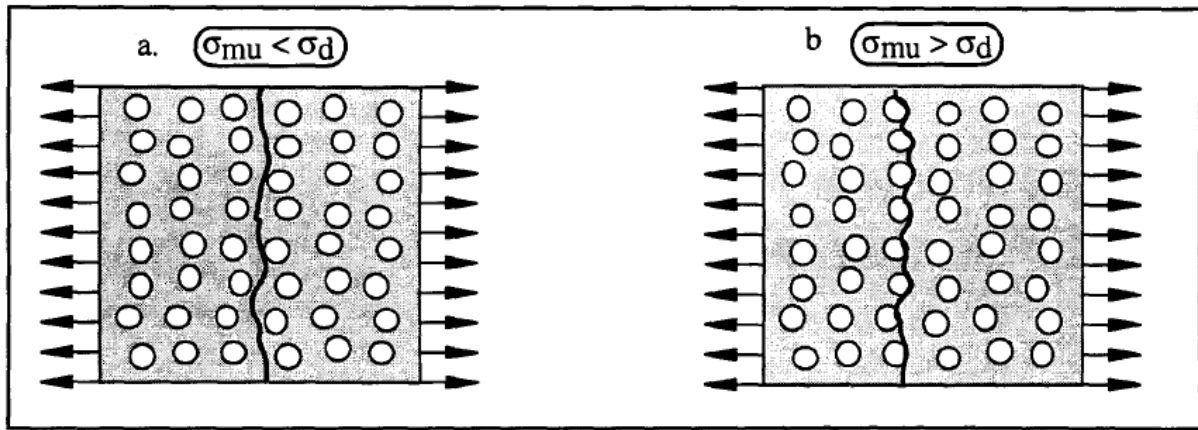


Figure I. 25: mécanismes de rupture en traction transverse, extrait de [115]

#### I.7.4 Décohésion fibre-matrice

Il est bien connu que le comportement mécanique des composites dépend fortement de la liaison entre fibre et matrice (interface). La propagation de la fissure dépend fortement de la nature de cette liaison [47]. Généralement les interfaces sont caractérisées par certains facteurs, dont les plus importants sont : La contrainte de décohésion ( $\zeta_d$ ), la contrainte de frottement ( $\zeta_f$ ), le coefficient de frottement ( $\mu$ ), la microstructure, l'énergie d'adhésion. Ainsi, on pourra distinguer les trois cas suivants :

##### I.7.4.1 Interface fibre matrice très forte (interface liée)

La liaison entre la fibre et la matrice est parfaite, c.-à-d. qu'il n'y a aucun déplacement relatif entre fibre et matrice, donc le transfert de charge s'effectue par l'intermédiaire d'une forte contrainte. Sous cette condition, une fissure matricielle se propage en mode I (mode d'ouverture) sans être contrée par les fibres comme si elle n'avait rencontré aucun obstacle [108, 47]. Les fibres quant à elle céderont prématurément à la rupture comme conséquence de la concentration des contraintes (figure I.25). Ce type de composite possède un comportement fragile.

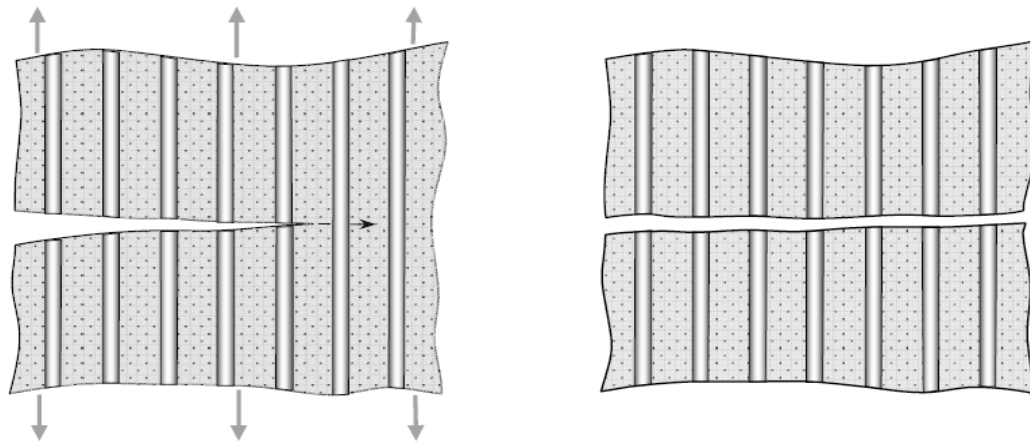


Figure I. 26: Propagation de la rupture dans le cas d'une forte adhérence fibre-matrice, extrait de [105].

#### I.7.4.2 Interface fibre matrice très faible (non liée) :

Dans ce cas de figure il est supposé que les fibres ne soient plus liées à la matrice sur une certaine distance, et que le déplacement relatif entre la fibre et la matrice se fait par frottement interfacial [60, 109]

Dans le cas d'une interface faible la fissure matricielle est déviée en mode II (glissement droit) à l'interface fibre/matrice, et le renfort, non rompu, supporte seul la charge appliquée au droit de la fissure [108]. Une large décohésion entre fibres et matrice est à prévoir. En aval de la fissure, une concentration des contraintes est induite, pouvant conduire à la rupture de fibres. Les fibres rompues sont extraites de la fissure au fur et à mesure de la progression de la fissure. Là également, la résistance du composite est très faible. [105, 107]. La propagation de la fissure dans le cas d'une faible interface est illustrée dans la figure I.26.

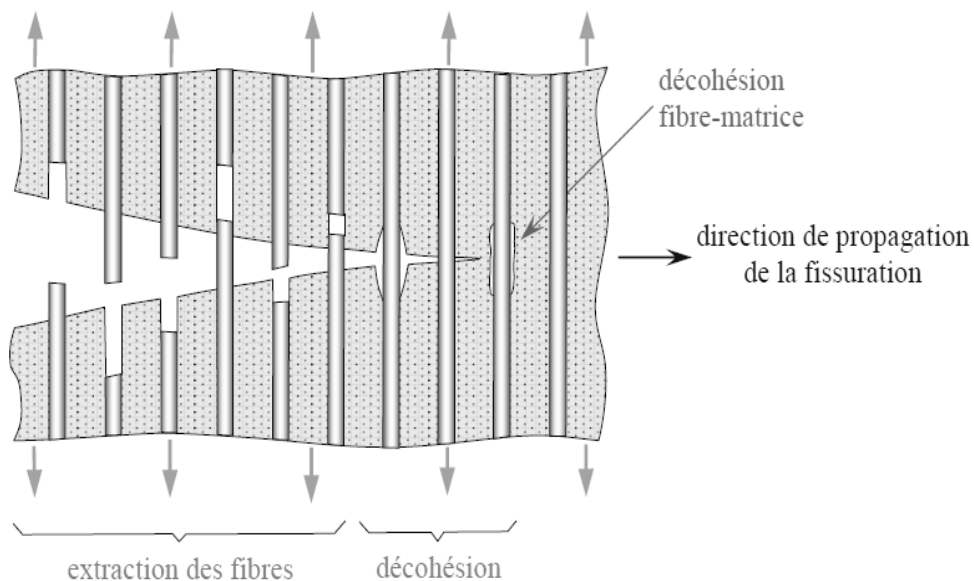


Figure I. 27: Propagation de la rupture dans le cas d'une faible interface, extrait de [105].

Pour les interfaces relativement faibles la fissure opère en mode II en provoquant le décollement de la matrice au niveau de l'interface, avec un effet avalanche de fibre à une autre et qui traverse tout l'échantillon [107]. En revanche pour une interface assez forte, notamment pour des composites avec une fraction volumique des fibres élevées, la surcharge due à la fissuration est absorbée par un transfert de charges matrice-fibres. Ce type de comportement permet au composite d'avoir une contrainte à la rupture plus élevée que dans les deux cas précédents []. Ainsi, ce cas est bien entendu celui souhaité pour un composite optimal [108, 110].

### I.8 SOLLICITATION MECANIQUE ET MECANISMES DE RUPTURES ASSOCIES

#### I.8.1 Sollicitation en traction dans la direction longitudinale des fibres

Il est très bien connu que les propriétés des composites notamment leur résistance dans le sens des fibres sont fortement dépendantes des propriétés des fibres, et intimement liées à la qualité de l'interface. On suppose qu'en traction longitudinale d'un composite unidirectionnel, la déformation est la même dans les fibres et dans la matrice. Il s'ensuit que la rupture se produit soit par rupture des fibres lorsque la déformation à la rupture des fibres ( $\epsilon_{fu}$ ) est plus faible que celle de la matrice ( $\epsilon_{mu}$ ), soit par rupture de la matrice dans le cas contraire. Plaçons-nous dans une approche élastique isotrope et examinant chaque cas :

**1er Cas :  $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$**

Les fibres ont une déformation à la rupture bien inférieure à celle de la matrice. Une fois la fibre cassée, la charge appliquée à la fibre est relaxée, et c'est l'interface fibre/matrice qui supporte toute la charge. Ainsi la progression de fissure dépendra de la qualité de l'interface comme décrit dans le paragraphe I.7.3.

Selon la loi des mélanges ; la contrainte de traction longitudinale à rupture du composite  $\sigma_{cu}$  s'écrit, au moment de la rupture des fibres [111] :

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu}\phi + (\sigma_m)_{\epsilon_{fu}}(1 - \phi) \quad (\text{I.38})$$

Avec :  $\sigma_{fu}$  est la contrainte à rupture des fibres  $(\sigma_m)_{\epsilon_{fu}}$  est la contrainte dans la matrice pour une déformation égale à la déformation  $\epsilon_{fu}$  soit :

$$(\sigma_m)_{\epsilon_{fu}} = E_m \epsilon_{fu} \quad (\text{I.39})$$

$$\epsilon_{fu} = \frac{\sigma_{fu}}{E_f} \quad (\text{I.40})$$

En remplaçant l'équation I.39 & I.40 dans l'équation I.38 cela conduit à l'expression classique de la contrainte à la rupture du composite :



## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} \left[ \phi + \frac{E_m}{E_f} (1 - \phi) \right] \quad \text{Soit} \quad \sigma_{cu} = \sigma_{fu} \phi \quad \text{si} \quad E_m \ll E_f \quad (\text{I.41})$$

**2<sup>eme</sup> Cas :  $\epsilon_{fu} > \epsilon_{mu}$ :**

Dans ce cas la contrainte à la rupture du composite  $\sigma_{cu}$  est bien inférieure au premier cas. Ceci se traduit par une annulation de l'effet du renfort des fibres. Ainsi les fissures s'amorcent dans la matrice et se propagent perpendiculairement à la direction des fibres. En, atteignant l'interface l'avancement de la fissure sera dicté une fois de plus par la qualité de la liaison fibre/matrice. Par conséquent, la rupture finale est donc provoquée soit par la fissuration longitudinale à l'interface, soit par la rupture de la matrice. Il est à souligner que Les performances à la rupture peuvent être limitées par une déformabilité trop faible de la matrice. La figure I.27 résume les mécanismes de rupture en traction longitudinale tel que décrite au-dessus.

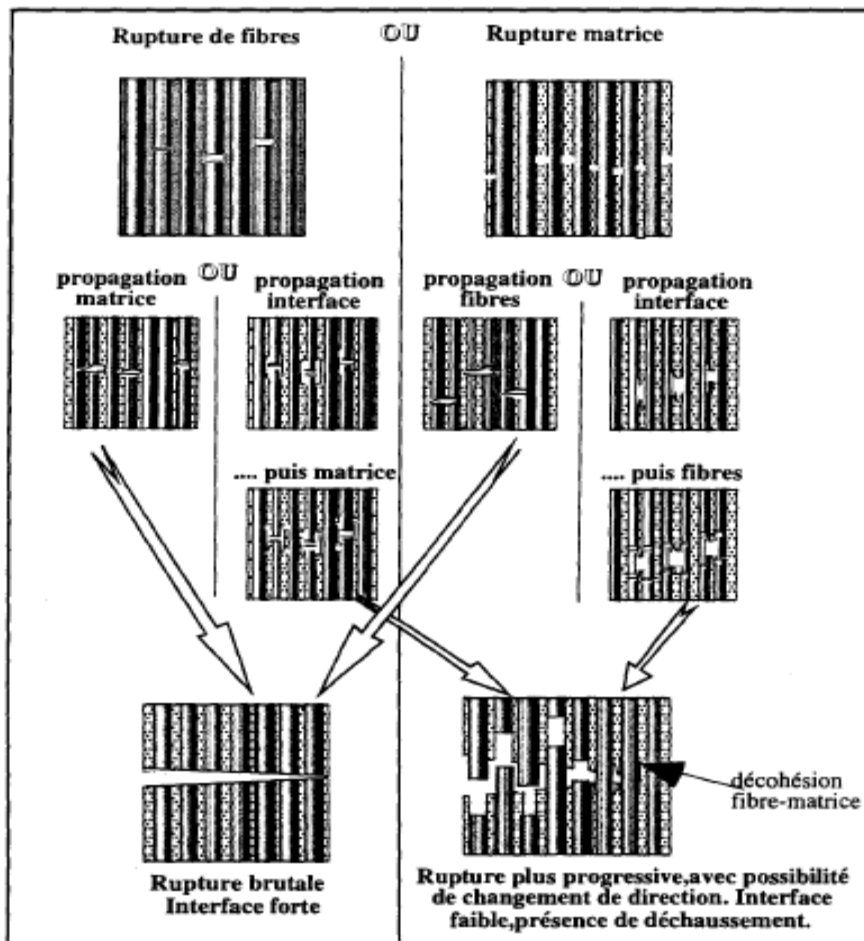


Figure I. 28: mécanismes de rupture en traction longitudinale, extrait de [111]

I.8.2 Sollicitation en compression dans le sens des fibres

Rosen, 1965 [113] fut l'un des pionniers dans l'étude du comportement en compression des matériaux composites à renforts unidirectionnels. En se référant à ces conclusions, la rupture est initiée par un microflambage des fibres qui peut se produire en phase ou en opposition de phase (figure I.29). La rupture de la matrice se développe alors respectivement en cisaillement et en traction/compression. Une approche énergétique bidimensionnelle montre que le mode de cisaillement est le plus probable pour de forts taux de renforcement ( $\phi > 20\%$ ). En considérant que  $G_m$  est le module de cisaillement de la matrice l'instabilité se produit alors pour une contrainte de compression  $\sigma_c$  valant [111] :

$$\sigma_c = \frac{G_m}{1-\phi} \tag{I.44}$$

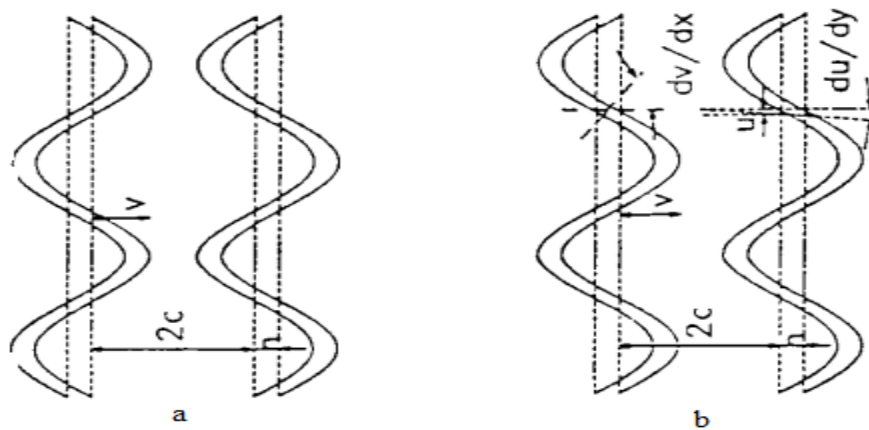


Figure I. 29: Microflambage des fibres, extrait de [114]

Camponeshi, 1987[115] insiste sur le rôle déterminant des hétérogénéités locales dans le processus de rupture (porosités, zones riches en matrice, désalignements des fibres ...) et résuma la réponse microstructurale d'un composite dans le diagramme illustré Figure I.30.



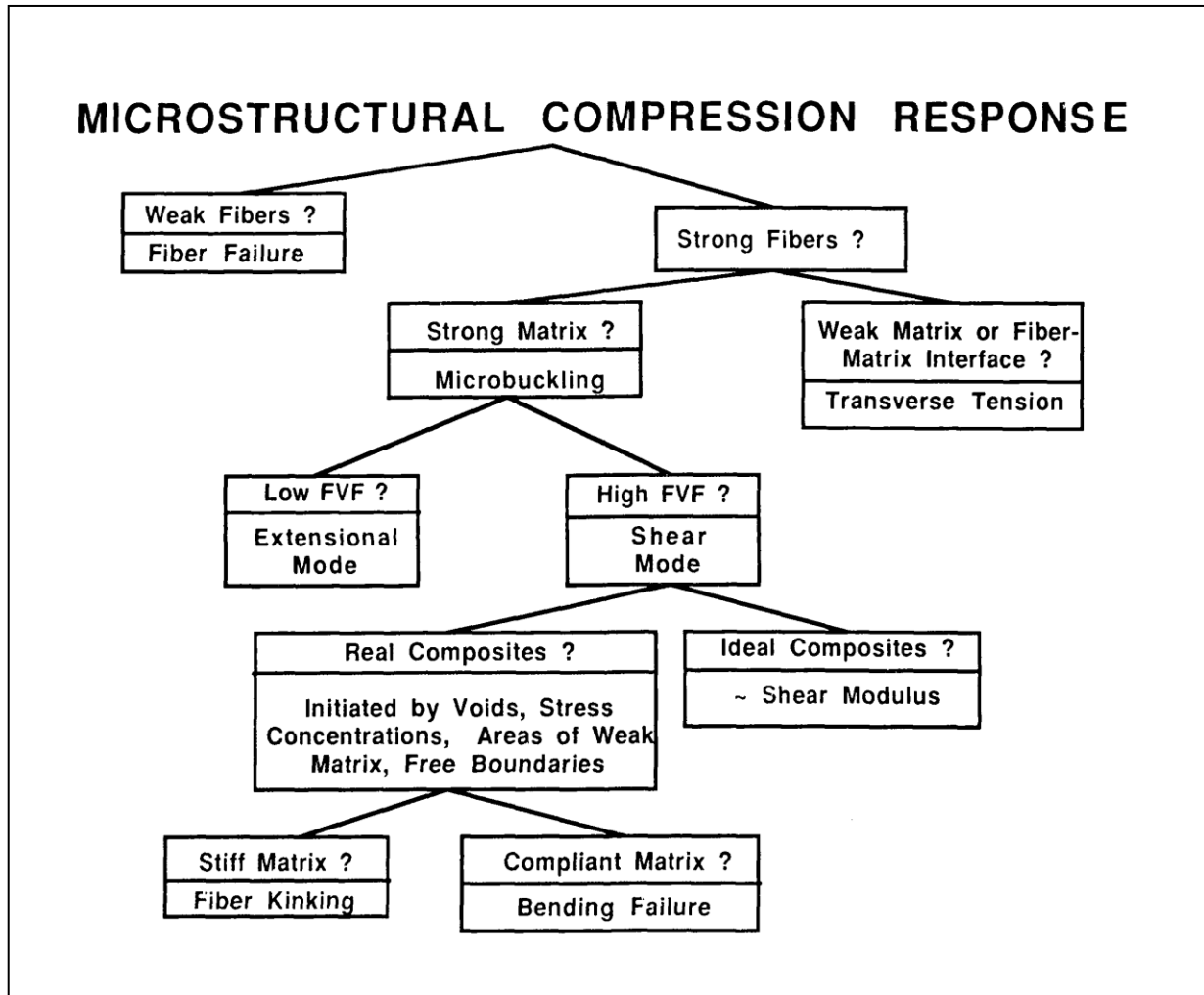


Figure I. 30: Résumé de la réponse microstructural des matériaux composites, extrait de [115]

Les travaux de Camponeshi ont permis d'identifier les différents modes de rupture, et de donner naissance à des essais de compression pure : flambage global, microflambage, plissement des fibres, rupture induite en traction transverse, délaminage en compression, rupture en cisaillement (figure I.31).

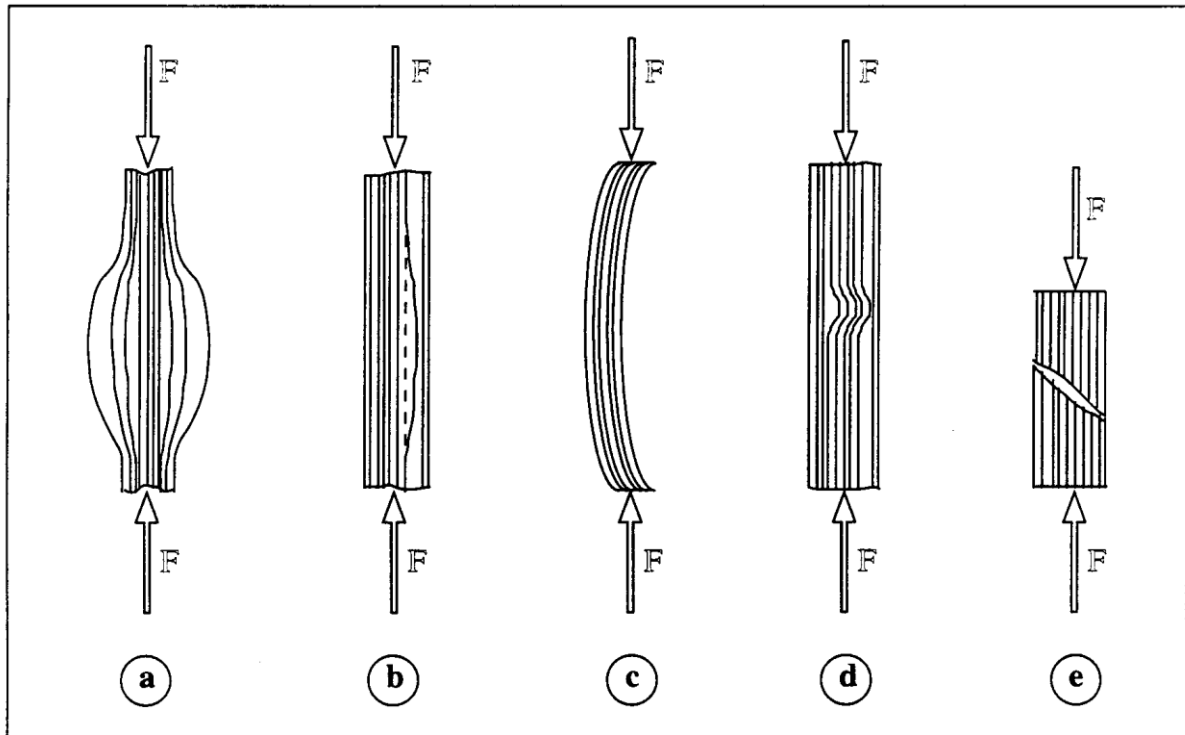


Figure I. 31: Mécanismes de rupture en compression longitudinale, extrait de [111]

a) rupture induite en traction transverse, b) délaminage en compression, c) flambement global d'Euler, d) microflambage, e) rupture en cisaillement

Toutefois l'expression I.43 montre un important écart avec les valeurs expérimentales. Pour réduire cet écart, des chercheurs ont fait intervenir des facteurs supplémentaires [111]. Hahn et al, 1984<sup>[116]</sup> et Steif, 1988<sup>[117]</sup> ont étudié l'effet de l'ondulation des fibres ainsi que le comportement de la matrice non-linéaire en cisaillement. Ils supposent que les fibres sont affectées d'une ondulation de forme périodique telle que :

$$v = f_0 \cos \frac{\pi x}{L} \quad (\text{I.44})$$

$f_0$  et  $L$  étant respectivement l'amplitude et la demi-longueur d'onde de l'ondulation. Ils aboutissent alors à la forme suivante pour la contrainte :

$$\sigma_c = \frac{G_m(\gamma)}{1-\phi} \cdot \frac{\gamma}{\gamma + \pi f_0/L} \quad (\text{I.45})$$

La non-linéarité du comportement en cisaillement de la matrice est prise en compte à travers l'évolution du module de cisaillement tangent  $G_m$  en fonction de la déformation de cisaillement  $\gamma$  de la matrice [111].

Toutefois l'application de ce modèle dépend de la valeur de courbure des fibres. Ainsi, Frost, 1992<sup>[114]</sup> compara les valeurs expérimentales pour différents types de matériaux composites, et arriva à développer une estimation basée sur une approche semi-empirique de la courbure des fibres.

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

Wisnom (1990) <sup>[118]</sup> suppose que les fibres, au lieu d'être affectées par une ondulation, sont toutes désalignées d'un même angle  $\gamma$  par rapport à la direction de la charge de compression : il aboutit à une expression similaire de la contrainte de rupture avec [111] :

$$\sigma_c = \frac{G_m(\gamma)}{1-\phi} \cdot \frac{\gamma}{\gamma+\alpha} \quad (\text{I.46})$$

Mrse et Piggott, 1990<sup>[33]</sup> aboutissent à des conclusions identiques. Ils estiment cependant que la diminution du module élastique en compression ne dépend que du degré de courbure des fibres.

### I.9 CONCLUSION

L'idée d'associer des éléments dans une même structure, dite composite, a fait bénéficier de beaucoup d'avantages : performance mécaniques, légèreté, résistance, etc. Les composites ont reçu l'impulsion du développement croissant des domaines très exigeants tel que l'aéronautique, le spatial et encore la construction automobile. Les connaissances des propriétés des constituants du composite (fibre, matrice, interface, et interphase) sont importantes pour prédire le comportement global, qui reste néanmoins insuffisant. En fait, Le comportement du composite est conditionné par les méthodes d'élaboration, et dicté par les propriétés du contact fibre/matrices (interface). En effet, l'étude bibliographique a montré que les composites dépendent fortement de cette zone, que ce soit lors de leurs élaboration par la création des contraintes thermiques résiduelles, ou durant leurs mises en service où leurs résistances à rupture est très dépendante de la qualité de l'interface.

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

### REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :

- [1] Gay D. (1991). *Matériaux Composites*. 3<sup>ème</sup> édition Ed. Hermès.
- [2] Ledru Y (2009). *Etude de La Porosité dans Les Matériaux Composites Stratifiés Aéronautiques*. Thèse doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse, France.
- [3] Al-Maghribi A (2008). *Comportement des Matériaux Composites à Fibres Courtes : Applications à L'impact Basse Vitesse*. Thèse doctorat, Institut Supérieure de l'Aéronautique et de l'Espace-ISAIE, Toulouse, France.
- [4] Jacquinet P (1988). *Préparation et moulage par compression des SMC polyester et phénoliques*. Technique de l'ingénieur A 3727, pp. 1-16.
- [5] Le-Corre S (2001). *Etude de la mise en forme par compression des Sheet Molding Compound (SMC)*. Thèse doctorat, Université Joseph Fourier - INPG, Grenoble, France
- [6] LE TH (2008). *Rhéologie et microstructures des matériaux composites à matrice polymère thermodurcissable chargée minéralement et renforcée par des fibres de verre*. Thèse doctorat, Université Joseph Fourier - INPG, Grenoble, France.
- [7] SMC/BMC (2007). *Design for Success: A Design & Technology Manual for SMC/BMC, European Alliance for SMC /BMC*. Am hauptbahnhof 10, D-60329 Frankfurt a.M. Germany.
- [8] Cherouali H, Reynaud P, Rouby D, Cardinal S, R'Mili M & Merle P (1997). *Elaboration de Composites Monofilamentaires à Matrice Céamique et à Matrice Méallique*. Revue des Composites et des Matériaux Avancée, Vol. 7, pp. 13-30.
- [9] Chou HM, Barsoum MW & Koczak MJ (1991). *Effect of Temperature on Interfacial Shear Strength of SCS-6 Silicon Carbide Fibers*. J. Mater. Sci, Vol. 26, pp. 1216-1222.
- [10] Cherouali, H (1998). *Role Des Interphases et de la Rugosité dans le Comportement interfacial de composites monofilamentaires à matrice fragile*. Thèse de doctorat, l'institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France.
- [11] Bhihe CK (1992). *Rough Fiber Pull-out in Brittle Matrix Composites: Experiments and Simulations*. PHD. Diss., University of California, Santa Barbara, CA, USA.
- [12] Chawla, KK (1993). *Ceramic Matrix Composites*. First edition, Great Britain: Chapman & Hall, Cambridge University Press, pp. 423.
- [13] Even C (2000). *Conception, élaboration et caractérisation d'un matériau composite à matrice de titane renforcée par des fibres continues de carbone*. Thèse doctorat, Université Bordeaux I, Ecole Doctorale Des Sciences Chimiques, France.
- [14] Cooke CM, Eylon D and Froes FH (1998). *Development of rapidly solidified titanium matrix composites*. Proceedings of Sixth World Conference on Titanium, pp. 913-917.

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

- [15] Kieschke RR and Clyne TW (1988). *Plasma processing of titanium-based composites*. Proceedings of Sixth World Conference on Titanium, pp.1789-1794
- [16] Valente T and Carassiti F (1996). *Hot pressing of plasma-sprayed SiC fiber-reinforced Ti-6Al-4V alloy*. Journal of Composites Technology and Research, Vol.18 N°2, pp. 89-95.
- [17] Vancheeswaran R and Wadley HNG (1998). *Model-based optimization of consolidation processing*. Materials Science and Engineering, A244, pp. 58-66.
- [18] Aubard X (1992). *Modélisation et Identification du Comportement Mécanique des Matériaux Composites 2D SiC / SiC*. Thèse doctorat, Université de Paris VI, France
- [19] Warriar SG, Blue. CA and. Lin RY (1993). *Infiltration of titanium alloy-matrix composites*. Journal of Materials Science Letters, 12, pp. 865-868.
- [20] Warriar SG and Lin RY (1993). *Rapid infrared forming of titanium/SCS-6 fiber composites*. Proceedings of EPD Congress, edited by J.P. Hager, pp. 643-653.
- [21] Warriar SG and Lin RY (1992). *Effect of heat treatment on the flexural properties of a titanium matrix composite*. Scripta Metallurgica et Materialia, 27, pp. 1015-1020.
- [22] Wanjara P, Yue S, Drew RAL, Root J and Donaberger R. (1997). *Titanium-based composites produced by powder metallurgy*. Key Engineering Materials, 127-131, pp. 415-422.
- [23] Wanjara P, Drew RAL and Yue S (1995). *Characterization of Ti-6%Al-4%V/TiC metal matrix composites consolidated by powder metallurgy processing*. Proceedings of Titanium 95, pp.2771-2778.
- [24] Iancu OT, Munz D, Eigenmann B, Scholtes B, Macherauch E (1990). *Residual Stress State of Brazed Ceramic / Metal Compounds, Determined by Analytical Methods and X-Ray Residual Stress Measurements*. J. Am. Ceram. SoC., 73 (5) , pp. 1144–1149.
- [25] Oel HJ & Frechette VD (1986). *Stress Distribution in Multiphase Systems: II, composite Disks with cylindrical interfaces*. J.Am.Ceram.Soc, 69 (4), pp. 342-346.
- [26] Charalambides PG & Evans AG (1989). *Debonding Properties of Residually Stressed Brittle- Matrix Composites*. J. Am. Ceram., 72 (5), pp. 746-753.
- [27] Hutchinson JW & Jensen HM (1990). *Models of Fiber Debonding and Pullout in Brittle composites With Friction*. Mech. Mater, Vol. 9, pp. 139-163
- [28] Kttamura K, Nagata K, Shibui M, Fuse T, Tachikawa N, Akiba M, Araki M (1991). *Experimental and Analytical Studies on Residual Stress in the Tungsten - Copper Duplex Structure for a Divertor Application*. Proc . 2nd Symp. On Fusion Nuclear Technology, Karlsruhe, pp. 173 – 178.
- [29] Kuntz M, Schlapschi KH, Meier B & Grathwohl G, (1994). *Evaluation of Interface parameters in Push-out and Pull-out tests*. Composites, 25 (7), pp. 476-481.

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

- [30] Bollet F, Galiotis, C & Reece MJ (1996). *Measurement of Strain Distribution in Fibre Reinforced Ceramic Matrix Composites*. Composites, 27A, pp. 729-773
- [31] Kurita M, Sato M, Ihara I (1990). *Residual Stress Distribution of Ceramic-Metal Joint*. Advances in X-Ray Analysis, 33, pp. 353 - 362.
- [32] Levy-Tubiana R (1999). *Etude des composites à matrice métallique par la technique de la diffraction de neutrons : analyse du comportement élastoplastique et évaluation des contraintes résiduelles*. Thèse de doctorat, Université Paris-Sud., France.
- [33] Barnes JA, Byerly GE (1994). *The formation of residual stresses in laminated thermoplastic composites*. Composites Science and Technology 50 (4), pp. 479- 494.
- [34] Safarabadi M, Shokrieh MM (2014). *Understanding residual stresses in polymer matrix composites*. Residual Stresses in Composite Materials, pp.197-232.
- [35] Parlevliet PP., Bersee HEN et al. (2006). *Residual stresses in thermoplastic composites—A study of the literature—Part I: Formation of residual stresses*. Composites Part A : Applied Science and Manufacturing, 37 (11), pp.1847-1857.
- [36] Wen Z (2015). *Contribution à l'étude des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des composites stratifiés  $\pm\theta$* . Thèse de doctorat, Université de Technologie de Troyes, France.
- [37] Manson JAE and Seferis JC (1992). *Process simulated laminate (PSL): A methodology to internal- stress characterization in advanced composite materials*. Composite Materials, 26 (3), pp. 405 – 431.
- [38] Liu HY, Zhang XM, Mai YW and Diaox X (1999). *On steady- state fibre pull- out. Part II: Computer simulation*. Composite Science and Technology, 59 (15), pp. 2191 – 2199.
- [39] Nath RB, Fenn DN and Galiotis C (2000). *The progression approach to interfacial failure in carbon reinforced composites: Elasto- plastic finite element modeling of interface cracks*, Composites: Part A , 31 (9) , pp. 929 – 43
- [40] Warriar SG, Rangaswamy P, Bourke MAM and Krishnamurthy S (1999). *Assessment of the fiber/matrix interface bond strength in Sic/Ti-6Al-4V composites*, Materials Science and Engineering A, 259 (2), pp. 220 – 227.
- [41] Shokrieh MM, Ghanei Mohammadi AR (2014). *The importance of measuring residual stresses in composite materials*. Residual Stresses in Composite Materials, pp. 3-14.
- [42] Deve HE and Maloney MJ (1991). *On the toughening of intermetallics with ductile fibers—role of interfaces*. Acta Metallurgica et Materialia, 39 (10), pp. 2275–2284.
- [43] Nakamura Tand Suresh S (1993). *Effects of thermal residual stresses and fiber packing on deformation of metal- matrix composites*, Acta Metallurgica et Materialia , 41 (6) , pp. 1665– 1681.

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

- [44] Zheng MH (2000). *Strength formulae of unidirectional composites including thermal residual stresses*. Materials Letters, 43 (1–2), pp. 36 – 42.
- [45] Jain LK and Mai YW (1996). *On residual stress induced distortions during fabrication of composite shells*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 15 (8), pp. 793 – 805.
- [46] Warnet L (2000). *On the Effect of Residual Stresses on the Transverse Cracking in Cross- Ply Carbon-Polyetherimide Laminates*. Thèse de doctorat, Université of Twente, Pays-Bas.
- [47] Ibrahim MH (1997). *Elaboration De Matériaux Composites Modèles Unifilamentaires A Fibres Longues Sic Et Matrice Silice Sol-Gel Et Caractérisation Micromécanique De L'interface*. Thèse de doctorat, Institut National Des Sciences Appliquées De Lyon (INSA), France.
- [48] Karami G and Garnich A (2005). *Micromechanical study of thermo elastic behavior of composites with periodic fiber waviness*. Composites Part B: Engineering, 36, pp. 241– 248
- [49] Wisnom MR and Atkinson JW (2000). *Fiber waviness generation and measurement and its effect on compressive strength*. Reinforced Plastic Composites, 19 (2), pp. 96 – 110
- [50] Kugler D and Moon TJ (2002). *Identification of the most significant processing parameters on the development of fiber waviness in thin laminates*. Composite Materials, 36 (12), pp. 1451–1479.
- [51] Shokrieh MM. and Safarabadi M (2011). *Effects of imperfect adhesion on thermal micro- residual stresses in polymer matrix composites*. Adhesion and Adhesives, 31 (6), pp. 490 –497
- [52] Nairn JA and Hu S (1992). *The initiation and growth of delaminations induced by matrix micro cracks in laminated composites*. Fracture Journal, 57 (1), pp. 1-24.
- [53] Khatri SC and Koczak MJ (1996). *Thick- section AS4-graphite/E-glass/PPS hybrid composites. Part I: Tensile behavior*. Composite Science and Technology, 56 (2), pp. 181 – 92 .
- [54] Nairn JA (1997). *Fracture mechanics of composites with residual thermal stresses*, Applied Mechanics – Trans ASME, 64, pp. 804 -815.
- [55] Gentz M , Armentrout D , Rupnowski P , Kumosa L , Shin E and Sutter J (2004). *In- plane shear testing of medium and high modulus woven graphite fiber reinforced/ polyimide composites*. Composite Science and Technology, 64 , pp. 203-220
- [56] Tseng SC, Osswald TA (1994). *Prediction of shrinkage and warpage of fiber reinforced thermoset composite parts*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 13(8), pp 698-721.



## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

- [57] Potter K, Khan B et al (2008). *Variability, fibre waviness and misalignment in the determination of the properties of composite materials and structures*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 39 (9), pp 1343-1354.
- [58] Liu D, Fleck NA et al (2004). *Compressive strength of fibre composites with random fibre waviness*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 52 (7), pp1481-1505.
- [59] Hernández S, Sket F et González C, LLorca J (2013). *Optimization of curing cycle in carbon fiberreinforced laminates: Void distribution and mechanical properties*. Composites Science and Technology 85 (0), pp. 73-82.
- [60] Mecirdi MA (2006), *Analyse Numérique Tridimensionnelle des contraintes Résiduelles dans les Matériaux Composites : application aux composites à matrice céramique et à matrice métallique*, Thèse de magister, UDL, Sidi Bel-Abbés, Algérie.
- [61] Mecirdi MA, Bouafia F, Boutabout B, Bourdim SM (2010). *3D finite element simulation of residual stresses in glass matrix composites*, Revue des composites et des matériaux avancés, 20 (1), pp. 7-24.
- [62] Papanicolaou GC, Michalopoulou, M V and Anifantis N K (2002). *Thermal stresses in fibrous composites incorporating hybrid interphase regions*, Composites Science and Technology, 62, pp 1881- 94 .
- [63] Unger WJ and Hansen JS (1998). *Method to predict the effect of thermal residual stresses on the free- edge delamination behavior of fiber reinforced composite laminates*. Composite Materials, 32 (5), pp. 431 – 459.
- [64] Domb MM and Hansen JS (1994). *Development of free- edge effect during processing of semi crystalline thermoplastic composites*. AIAA Journal. , 32 (5), pp. 1029 – 33 .
- [65] Lammi CJ, Lados D (2012). *Effects of Processing Residual Stresses on Fatigue Crack Growth Behavior of Structural Materials: Experimental Approaches and Microstructural Mechanisms*. Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, 43A (1), pp. 87-107.
- [66] Tevatia A and Srivastava SK (2016). *Influence of residual thermal stresses on fatigue crack growth life of discontinuous reinforcements in metal matrix composites*. Fatigue Fract Engng Mater Struct, 40, pp.81-8, DOI: 10.1111/ffe.12477
- [67] Eshelby JD (1957). *The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems*. Proceedings of the Royal Society A, 241 (1226), pp. 376–396, doi:10.1098/rspa.1957.0133
- [68] Eshelby JD (1959). *The elastic field outside an ellipsoidal inclusion*, Proceedings of the Royal Society A, 252 (1271), pp 561-569.
- [69] Kerans RJ, Hay RS, Pagano NJ & Parthasarthy TA (1989). *The Role of the Fiber-Matrix Interface in Ceramic Composites*. Am. Ceram. Soc. Bull, 68 (2), pp. 429-442.



## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

- [70] Hsueh CH, Becher PF, (1996). *Residual thermal stresses in ceramic composites, Part II: with short-fibers*, Materials Science and Engineering: A, 212 (1), pp. 29-35.
- [71] Hsueh CH (1992). *Interfacial debonding and fiber pullout stresses of fiber-reinforced composites, VII: improved analyses for bonded interface*. Materials Science and Engineering: A, Vol. 154 (2), pp.125-132.
- [72] Kerans RJ & Parthasarthy TA (1991). *Theoretical Analysis of the Fiber Pullout and Pushout Tests*. J. Am. Ceram. Soc, 74 (7), pp. 1585-1596.
- [73] Hsueh CH (1986). *Sintering behavior of powder compacts with multiheterogeneities*, J. Mater. Sci., 21 (6), pp 2067-2072.
- [74] Choo H, Bourke MAM & Nash PG (2000). *Evolution of thermal residual stress in intermetallic matrix composites during heating*. Ceramic Engineering & Science Proc, Acers, 21 (3), pp. 627-634.
- [75] Andrade-Campos A, Pinho-da-Cruzand JAM, Teixeira-Dias F (2004). *Finite element modelling and analysis of Residual stresses in Al-SiC metal matrix Composites with GiD*. Dept. Mechanical Engineering, University of Aveiro, Portugal
- [76] Boczkowska A, Babski K, Konopka K, Krzesiński G, Kurzydłowski KJ (2005). *Finite element modelling of the residual stresses in the ceramic-elastomer composites*. Materials Science-Poland, 23 (2), pp. **529-534**.
- [77] Mathar J (1934). *Determination of initial stress by measuring the deformations around drilled holes*. Transactions of ASME, 56, pp. 249-254.
- [78] Rendler NJ and Vigness I (1966). *Hole- drilling strain- gage method of measuring residual stresses*. Experimental Mechanics. 6 (12), pp. 577 – 86.
- [79] Lake BR, Appl FJ and Bert CW (1970). *An investigation of the hole- drilling technique for measuring planar residual stress in rectangularly orthotropic materials*. Experimental Mechanics, 10, pp. 233- 239.
- [80] Prasad CB, Prabhakaran R and Tompkins S (1987). *Determination of calibration constants for the hole- drilling residual stress measurement technique applied to orthotropic composites. Part H: Experimental evaluations*. Composite Structures, 8, pp. 165-172.
- [81] Shokrieh MM; Ghanei Mohammadi AR (2014). *Destructive techniques in the measurement of residual stresses in composite materials: an overview*. Residual Stresses in Composite Materials, pp.15–57
- [82] Häusler H, König G and Kockelmann H (1987). *On the accuracy of determining the variation with depth of residual stresses by means of the hole drilling method*. Residual Stresses in Science and Technology, Ed. E. Macherauch, V. Hauk DGM Informationsgesellschaft, pp. 257-264.
- [83] Kalton AF, Howard SJ, Janczak-Rusch J and Clyne TW (1998). *Measurement of interfacial fracture energy by single fibre push- out testing and its application to the titanium- silicon carbide system*. Acta Materialia , 46 (9), pp. 3175-3189 .

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

- [84] Parthasarathy TA, Jero PD and Kerans RJ (1991). *Extraction of interface properties from a fiber push-out test*. Scripta Metallurgica et Materialia, 25 (11), pp. 2457-2462.
- [85] Šarga P, Menda F (2013). *Comparison of Ring-Core Method and Hole-drilling Method Used for Determining Residual Stresses*. American Journal of Mechanical Engineering, 2013, 1 (7), pp. 335-338
- [86] Hanan JC, Dragoi D, Üjstündag E, Noyan C, Haeffner D, Lee PL (2001). *Residual Stresses in Ti-SiC Composites*. JCPDS-International Centre for Diffraction Data, Advances in X-ray Analysis, 4, pp. 156-161
- [87] Bateman MG, Miller OH, Palmer TJ, Breen CEP. , Kingston EJ, Smith DJ, Pavier MJ. (2005). *Measurement of residual stress in thick section composite laminates using the deep-hole method*, International Journal of Mechanical Sciences, 47 (11), pp. 1718 – 1739.
- [88] Lubineau G. (2008). *Estimation of residual stresses in laminated composites using field measurements on a cracked sample*. Composites Science and Technology, 68, pp. 2761 – 2769.
- [89] Berezinsky LI, Berezinsky IL, Grigorev ON, Serdega BK, Ukhimchuk VA (2007). *Investigation of residual stresses on the boundary of SiC/SiC + 20% TiB2 composite materials joining by optic modulation–polarization method*. Journal of the European Ceramic Society, 27(6), pp. 2513-2519
- [90] Wong P, Bollampally RS (1999). *Thermal conductivity, elastic modulus, and coefficient of thermal expansion of polymer composites filled with ceramic particles for electronic packaging*. Journal of applied polymer science, 74, pp. 3396-3403.
- [91] Ashby MF, Jones DRH (1998). *Matériaux 1. Propriétés et applications*. 4<sup>ème</sup> édition, Dunod, Paris
- [92] Busignies V (2005). *Recherche de lois de mélange sur des propriétés mécaniques de systèmes granulaires compacts*. Thèse doctorat, Université Paris Sud-Paris XI, France.
- [93] Madsen B, Lilholt H (2003). *Physical and mechanical properties of unidirectional plant fibre composites - an evaluation of the influence of porosity*. Composites Science and Technology, 63 (9), pp. 1265-1272.
- [94] Hashin Z (1983). *Analysis of composite- A survey*. J. Journal Applied Mechanics, vol. 50, no. 3, pp. 481–505
- [95] Moser B (2002). *Deformation and fracture of continuous alumina fibre reinforced aluminum composites*. Thèse doctorat, École polytechnique fédérale de Lausanne, Suisse.
- [96] Capsal JF (2008). *Elaboration et analyse des propriétés physiques de nanocomposites hybrides ferroélectrique*. Thèse doctorat, Université Toulouse III - Paul Sabatier, France.
- [97] Hill R (1965). *Self-Consistent Mechanics of Composite Materials*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 13 (4), pp. 213-222

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

- [98] Walpole LJ (1969). *On the overall elastic moduli of composite materials*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 17 (4), pp 235-251
- [99] Montheillet F & Gilormini P (1994). *Predicting the mechanical-behavior of a mixture of 2 linearly viscous phases with a cellular-automaton type model*. Comptes rendus de l'Academie des sciences. Serie II. Mecanique, physique, chimie, astronomie, 319 (5), pp. 483-490
- [100] Kerner EH (1956). *The elastic and thermo-elastic properties of composites media*. Proceedings of the physical society Section B, 69, pp. 808-813
- [101] Christensen RM & Lo KH (1979). *Solutions for effective shear properties in three phase sphere and cylinder models*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids Volume 27 (4), pp. 315-330
- [102] Hill R (1964). *Theory of mechanical properties of fibre-strengthened materials: I. Elastic behaviour*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 12 ( 4), pp. 199-212
- [103] Hill R (1964). *Theory of mechanical properties of fibre-strengthened materials: II. Inelastic behaviour*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 12(4), pp. 213-218
- [104] Nechad H (2004). *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, Institut National des Sciences Appliquées, Lyon., France.
- [105] Berthlot JM (2005). *Matériaux composites, comportement mécanique et analyse des structures*. 4eme édition, Ed Tec&Doc, Lavoisier.
- [106] Dzenis YA and Qian J (2001). *Analysis of microdamage evolution histories in composites*. International Journal of Solids and Structures 38:10-13, pp. 1831–1854
- [107] Thomas C (2011). *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 de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011. France.
- [108] Kafrou A (2006). *Etude du comportement des interfaces et des interphases dans les composites à fibres et à matrices céramiques*. Thèse de doctorat, Institut National Des Sciences Appliquées De Lyon (INSA), France
- [109] Marshall, DB (1984). *An Indentation Method for Measuring Matrix-Fiber Frictional Stresses in Ceramic Composites*. Am. Ceram. Soc., Vol. 67, n°12, pp. C259-C260.
- [110] Rapaud O (2002). *Nouvelles interphases pour matériaux composites céramiques : revêtement multicouches nanoséquences (PyC/TiC) n*. Thèse de Doctorat, Université Lyon1, France.
- [111] Hassaini D (1998). *Développement d'un dispositif original d'essais de cisaillement monotone et cyclique. Application à l'étude du comportement en cisaillement inter- et intra-laminaire de composites unidirectionnels verre-époxyde*. Thèse de doctorat, Université des sciences et technologies de Lille, France.

## Chapitre I : Synthèse Bibliographique

---

- [112] Cooper GA & Kelly A (1967). *Tensile properties of fibre-reinforced materials: fracture mechanics*. Journal of Mechanics and Physics of Solids, 15, pp. 279-297.
- [113] Rosen BW (1965). Mechanics of composite strengthening, CH3, American Society of Metals, Metal Park OHIO, 1965.
- [114] Frost SR (1992). *Compressive behaviour of long-fibre unidirectional composites*, Journal of Composite Materials, Vol 26, N°8, pp. 1151-1172.
- [115] Camponeshi Jr (1987). *Compression of composites materials: A review*. David Taylor Research Center, Bethesda (USA), november 1987
- [116] Hahn HT & Williams J G (1984). Compressive failure mechanisms in unidirectional composites. Report NASA TM 85834.
- [117] Steif PS (1988). A simple model for the compressive failure of weakly bonded fiber reinforced composites. Journal of Composite Materials, Vol 22, pp. 818-825.
- [118] Wisnom MR (1990). The effect of fibre misalignment on the compressive strength of unidirectional carbon fibre/epoxy. Composites (GB), Vol. 21, N°5, pp. 403-407.
- [119] MRSE A & PIGOTT MR. (1990). Relation between fibre divagation and compressive properties of fibre composite. 25th International SAMPE Symposium and Exhibition, Anaheim, Californie (USA), pp. 2236-2244.

## CHAPITRE II : MATERIAUX & MODELISATION NUMERIQUE

Ce second chapitre sera consacré aux différentes étapes adoptées pour l'élaboration d'une plateforme de modélisation numérique visant à déterminer les contraintes résiduelles dans un micro-composite modèle. Dans une première partie, les propriétés physico-chimiques des différents modèles utilisés seront présentées, tout-en exposant les principaux critères sélectionnés. Par la suite, les démarches choisies pour la simulation numérique seront passées en détail à commencer par le choix de la méthode, le code de calcul, le maillage, ...etc.

### Sommaire du 2nd Chapitre

<b>CHAPITRE II : MATERIAUX &amp; MODELISATION NUMERIQUE</b>	<b>- 53 -</b>
<b>II.1 MATERIAUX TYPES</b>	<b>- 54 -</b>
II.1.1 Les matrices :	- 54 -
II.1.2 Les Renforts :	- 58 -
II.1.3 Les Revêtements :	- 61 -
<b>II.2 LA MODELISATION NUMERIQUE : GENERALITES</b>	<b>- 61 -</b>
II.2.1 Méthode des Eléments Finis (MEF) et Eléments Finis Etendus (XFEM)	- 62 -
II.2.2 Le code de calcul par éléments finis (ABAQUS) : Choix et Description	- 62 -
II.2.3 Formulation Tridimensionnelle (3D)	- 63 -
<b>II.3 IMPLEMENTATION NUMERIQUE</b>	<b>- 64 -</b>
II.3.1 Construction Géométrique : Cas des Composites Fibreux	- 64 -
II.3.2 Construction Géométrique : Cas des Composites Hybrides	- 66 -
II.3.3 Matériaux et Approche mécanique	- 67 -
II.3.4 Conditions aux limites et chargement :	- 70 -
<b>II.4 CONCLUSION</b>	<b>- 73 -</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :</b>	<b>- 74 -</b>

## **Chapitre II : Matériaux & Modélisation Numérique**

---

### **II.1 MATERIAUX TYPES**

Le choix de bons matériaux revêt d'une importance toute particulière. En effet, on a longtemps cru qu'il fallait, avant tout, associer des fibres possédant une résistance la plus élevée possible. Puis, progressivement, dans de nombreux cas, on a dû s'employer à chercher des matériaux possédant un meilleur compromis entre leur résistance et leur ténacité ou, de façon plus générale leur ductilité. Par ailleurs, surdimensionner n'est pas non plus une bonne solution

Les composites sont produits lorsque deux ou plusieurs matériaux sont joints pour donner une combinaison de propriétés qui ne peuvent être obtenus par chaque matériau pris distinctement. Cependant, la sélection des constituants, à savoir la matrice et renforts, est conditionnée par une variété de facteurs tel-que la compatibilité chimique et mécanique qui doit être prise en compte dans la conception du système composite. Par ailleurs, la sélection des matériaux types pour une analyse numérique telle la présente étude, est d'autant plus complexe et délicate, car elle est influencée par plusieurs paramètres:

- ✓ Leur application comme matériaux composites.
- ✓ La disponibilité des propriétés physico-chimiques nécessaires de ces matériaux.

Dans le but d'approfondir notre recherche, nous avons varié nos choix sur les matériaux afin d'obtenir un maximum d'informations.

#### **II.1.1 Les matrices :**

Plusieurs classes de matériaux composites peuvent être citées en fonction de la nature de leurs matrices : les matériaux composites à matrice organique (CMO), céramique (CMC) ou métallique (CMM). Les plus développés sont les CMO (92% du marché mondial), viennent ensuite les CMC (7%), et loin derrière les CMM (1%) [1].

##### **II.1.1.1 Matrices Polymères :**

Les composites à matrice polymère sont de loin les composites les plus utilisés. En effet, l'association de ces matériaux, connus pour être des matériaux peu chers, synthétisés à partir de produits largement disponibles, malléables et résistants aux attaques extérieures, à des renforts macroscopiques compense leur faiblesse mécanique.

Les propriétés de la matrice polymère utilisées dans cette étude sont regroupées dans le tableau suivant.

Module d'élasticité	$T \leq T_g - \Delta T_1$	$E(T) = E(T_r) \exp\left(-K_1 \frac{T - T_r}{T_g - \Delta T_1 - T_r}\right)$
	$T_g - \Delta T_1 \leq T \leq T_g$	$E(T) = E(T_r) \exp\left(-K_1 \frac{T - T_r}{T_g - \Delta T_1 - T_r}\right)$
	$T_g \geq T_g + \Delta T_2$	$E(T) = 0.01E(T_r)$
	$\Delta T_2 = 35^\circ\text{C}$ ; $E(T_r) = 2600\text{MPa}$ ; $E(T_g - \Delta T_1) = 0.7E(T_r)$ ; $E(T_g + \Delta T_2) = 0.01E(T_r)$ ; $k_1 = 0.357$ ; $k_1 = 4.249$	
Viscoélastique paramètres (Série de Prony)	$g_1 = 0.0975735$	$\tau_1(\text{S}) = 0.012501125$
	$g_2 = 0.1118394$	$\tau_1(\text{S}) = 0.172643289$
	$g_3 = 0.1767384$	$\tau_1(\text{S}) = 4.596961408$
	$g_4 = 0.05560065$	$\tau_1(\text{S}) = 107.212392$
	$g_5 = 0.003347833$	$\tau_1(\text{S}) = 2609.399055$
	$g_6 = 0.001034613$	$\tau_1(\text{S}) = 49050.86574$
Coefficient de Poisson	$\nu [-]$	0.4
CTE	$\alpha [10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}]$	$\alpha(T) = 0.8736T + 42.908$
Température de Transition Vitreuse	$T_g [^\circ\text{C}]$	110

**Tableau II. 1: Propriétés thermomécanique des différentes matrices en Epoxy [2, 3]**

### II.1.1.2 Matrices Silice (Verre) :

Les matériaux composites à matrice verre ou oxyde, ont été développés pour faire face aux sollicitations toujours plus sévères, rencontrées dans des domaines très exigeants tel que l'aéronautique et l'aérospatial tant sur le plan mécanique que sur le plan thermique et Chimique. En effet, les verres sont caractérisés par des liaisons fortes, ce qui se traduit dans la pratique par une très bonne tenue en température et une excellente rigidité élastique. En plus, ces matériaux ont de hauts points de fusion et une bonne résistance à la corrosion et à l'usure. Dans cet esprit, l'utilisation d'une matrice oxyde a été suggérée dans plusieurs programmes de recherches. Toutefois, la faible tendance à la plasticité rend le verre fragile, peu tenace et peu ductile. Ainsi, le développement des composites à matrice oxyde suscite encore des efforts considérables, et ceci afin d'élargir et diversifier le domaine d'application de ces matériaux.

Le choix d'une matrice oxyde dans notre étude, est motivée par les principaux points suivants raisons :



## Chapitre II : Matériaux & Modélisation Numérique

- a. La faible tendance à la plasticité du verre, nous permet d'adopter une approche élastique ;
- b. La large gamme des verres disponible offre une plage étendue des possibilités ;
- c. La technologie du verre est bien maîtrisée, d'où la disponibilité des propriétés des verres ;
- d. Pouvoir prendre en compte des travaux déjà effectués sur ces systèmes.
- e. Les verres utilisés pour cette étude sont les suivants :

*i. Le verre Sodo-Clacique (SC) :* Ce verre est semblable au verre utilisé pour les lamelles du microscope optique. La littérature ne fait aucune référence à l'utilisation de ce verre comme matrice pour matériaux composites, à l'exception des travaux de Cherouali, 1998<sup>[4]</sup> qui a utilisé ce verre pour l'élaboration de micro-composites modèles, et ceci pour sa facilité d'approvisionnement. Dans notre cas le choix du SC est basé sur la valeur de son coefficient de dilatation thermique supérieur à la plupart des fibres utilisées.

*ii. Le Pyrex :* En revanche ce type de verre a été largement utilisé par les auteurs [4-8]. Pour cette étude notre choix s'est porté sur du Pyrex #7740, car ce verre possède un coefficient de dilatation thermique proche des fibres sélectionnées pour cette étude.

*iii. Le Vycor :* Ce type de verre possède un très faible coefficient de dilatation thermique, ce qui le rend très intéressant pour notre étude.

*iv. Le N51A :* Pareil que le pyrex, ce verre appartient à la famille des Borosilicates. Toutefois, similaire au Sodo-Clacique, le N51A possède un coefficient de dilatation thermique supérieur à la plupart des fibres céramiques. L'emploi de ce verre dans les matériaux composites reste peu répandu, et les principales références des utilisations de ce matériau sont celles des travaux de Chawla<sup>[9,10]</sup>.

Les propriétés élastiques des différentes matrices oxydes, considérées invariantes dans la plage de températures utilisées dans la simulation, sont regroupées dans le tableau II.2.

		SC	Pyrex #7740	Vycor #7913	N51A
Module d'élasticité	E [GPa]	69	62.7	66.1	72
Coefficient de Poisson	$\nu$ [-]	0.21	0.2	0.19	0.2
CTE ( $\parallel$ ) <sup>*</sup>	$\alpha$ [ $10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ ]	8.9	3.25	0.75	7
CTE ( $\perp$ ) <sup>**</sup>	$\alpha$ [ $10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ ]	8.9	3.70	0.51	7
Température de contrainte	T <sub>C</sub> [°C]	465	510	820	--
Résistance à la traction	R <sub>T</sub> [MPa]	--	--	--	64

\* CTE ( $\parallel$ ) : Coefficient de dilatation thermique longitudinal

\*\* CTE ( $\perp$ ) : Coefficient de dilatation thermique transversal

**Tableau II. 2: Propriétés thermomécaniques des différentes matrices en verre [4, 5, 8 et 9]**



**II.1.1.3 Matrices Métalliques :**

Pour un grand nombre d'applications et dans bien des secteurs d'activité, l'utilisation des matériaux composites à matrice métallique présente un grand intérêt, quand il s'agit de d'associer des propriétés mécaniques spécifiques accrues, à de meilleures tenues en température.

Cependant, et Malgré des débuts prometteurs, entretenus par d'importants efforts de recherche (consentis par les industries aéronautique, spatiale, automobile et de défense, dans les années 70 et 80, ayant pour but l'allègement des structures) les CMM restent à l'heure actuelle très peu développés.

*i. Alliages d'Aluminium*

Les caractéristiques tout à fait particulières des alliages d'aluminium en font des matériaux de choix dans de nombreuses applications, notamment en aéronautique et en aérospatial. De par leur nature métallique, les alliages d'Aluminium sont ductiles et tenaces. Ils ont une faible masse volumique ( $2700 \text{ kg.m}^{-3}$ ), et leur point de fusion est relativement bas ( $\sim 660 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Ces alliages possèdent un coefficient de dilatation thermique nettement supérieur à la plupart des métaux. Cependant les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium s'avèrent insuffisantes pour supporter des niveaux de contraintes et de températures trop élevées. La solution serait d'améliorer leurs propriétés en les renforçant.

Les propriétés de la matrice en alliage d'Aluminium, considérée isotrope et variable en fonction de la température, sont regroupées dans le tableau II.3.

Température	T [°C]	25	50	100	200	300	400	500
Module d'élasticité <sup>[11, 12]</sup>	E [GPa]	73	66.9	70.4	65.5	59.8	54.9	49.9
Coefficient de Poisson <sup>[12]</sup>	$\nu$ [-]	0.33						
CTE <sup>[11]</sup>	$\alpha$ [ $10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ ]	2.285	2.350	2.450	2.550	2.640	2.730	2.820
Limite d'écoulement <sup>[13]</sup>	$\sigma_y$ [MPa]	370	370	362	315	--	--	--
Fluage <sup>[12]</sup>	T = 150°C	$\dot{\epsilon}^{cr} [\text{S}^{-1}] = 0.763\text{E}^{-12} \times \tilde{q}^{3.246} \times t^{-0.303}$						
	T = 175°C	$\dot{\epsilon}^{cr} [\text{S}^{-1}] = 3.461\text{E}^{-12} \times \tilde{q}^{3.29935} \times t^{-0.573319}$						
	T = 200°C	$\dot{\epsilon}^{cr} [\text{S}^{-1}] = 4.079 \text{E}^{-12} \times \tilde{q}^{3.395} \times t^{-0.535}$						
	T = 225°C	$\dot{\epsilon}^{cr} [\text{S}^{-1}] = 5.1186\text{E}^{-12} \times \tilde{q}^{3.5526} \times t^{-0.5199}$						

**Tableau II. 3: Propriétés thermomécaniques en fonction de la température de la matrice en alliage d'Aluminium.**

*ii.* Les alliages de Cuivre

Les principales qualités du cuivre sont : une très bonne conductivité électrique et thermique, une résistance convenable à l'usure. Les propriétés du cuivre sont exploitées directement, puisqu'on utilise presque la moitié de la production mondiale de cuivre pour du matériel électrique (conducteur, transformateur, moteurs électriques...) [2]. Les composites à matrice d'alliage Cuivre les plus utilisées sont ceux couplé à un renfort Alumine, et qui sont destinés aux circuits hybrides à haute fréquence.

Température	T [°C]	20	200	400	600	-	-	-
Module d'élasticité	E [GPa]	123	110	98	87	-	-	-
Coefficient de Poisson	$\nu$ [-]	0.34	0.34	0.34	0.34	-	-	-
Limite d'écoulement	$\sigma_y$ [MPa]	55	50	35	20	-	-	-
CTE	$\alpha$ [ $10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ]	16.5	17.3	18.0	18.7	-	-	-

**Tableau II. 4: Propriétés thermomécaniques en fonction de la température de la matrice en Cuivre [14]**

**II.1.2 Les Renforts :**

Le renfort a pour rôle d'assurer la tenue mécanique du composite. Les fibres doivent à l'évidence être associées à des performances mécaniques supérieures à celles de la matrice pour qu'il soit significatif. De par leurs natures, les renforts peuvent être groupés en deux grandes catégories : Organique (Naturel et Artificiel), ou Minéral (Métal et Céramique). Il est à souligner que dans la présente étude, nous nous limiterons aux renforts Minéraux.

**II.1.2.1 Fibres carbure de silicium (SiC)**

La fibre en carbure de silicium (SiC) a été mise au point pour des applications sous des conditions sévères (hautes températures, environnement oxydant et sollicitations mécaniques importantes). En effet, les fibres SiC présentent une bonne stabilité chimique et structurale, mais aussi une bonne résistance au fluage et à l'oxydation, tout ça associé à une faible masse volumique, à une contrainte à rupture élevée. Toutes ces qualités rendent ces fibres comme des potentiels remplaçants des fibres en Carbone trop sensibles à l'oxydation [15].

Les propriétés des fibres céramiques sont regroupées dans le tableau II.5.

Température	T [°C]	20	50	100	200	300	400	500
Module d'élasticité	E [GPa]	450	450	450	450	450	450	450
Coefficient de Poisson	$\nu$ [-]	0.18	0.18	0.18	0.18	0.18	0.18	0.18
CTE	$\alpha$ [ $10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ]	2.78	2.78	3.09	4.16	4.62	4.89	5.09

**Tableau II. 5: Propriétés thermomécaniques de la fibre en carbure de silicium (SiC) [11]**

**II.1.2.2 Fibres Alumine (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)**

L'Alumine, ou trioxyde d'aluminium, de formule chimique Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, est une fibre minérale non siliceuse. À l'heure actuelle l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> est la céramique technique de type oxyde la plus répandue, spécialement dans l'industrie électronique. Cependant dans les applications mécaniques et thermomécaniques l'Alumine subit la dure concurrence des céramiques à haute performances tel que la ZrO<sub>2</sub>, SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> [4]. Les différentes propriétés mécaniques de l'Alumine sont réunies dans le tableau II-6.

Température	T [°C]	20	50	100	200	300	400	500
Module d'élasticité	E [GPa]	409	409	407	405	401	397	392
Coefficient de Poisson	$\nu$ [-]	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2
CTE	$\alpha$ [10 <sup>-6</sup> °C <sup>-1</sup> ]	8.01	8.85	10.33	13.57	17.23	21.31	25.86

**Tableau II. 6: Propriétés thermomécaniques de la fibre Alumine (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) [4, 16]**

**II.1.2.3 Fibres Carbone (C)**

L'utilisation des fibres de carbone s'est développée dans les matériaux composites utilisés comme matériaux à « hautes performances », destinés à des industries très exigeantes, en particulier l'aérospatial. La caractéristique la plus remarquable de ces fibres, est leur isotropie transversale du coefficient de dilatation thermique. Cette caractéristique qui a fait couler beaucoup d'encre ces dernières années est liée aux structures cristallines.

Les propriétés des fibres de Carbone utilisées dans notre étude sont regroupées dans le tableau II.7 ci-dessous.

Température	T [°C]	All Temp
Module d'élasticité	E [GPa]	180 à 230
Coefficient de Poisson	$\nu$ [-]	0.2
CTE ( $\parallel$ ) <sup>*</sup>	$\alpha$ [10 <sup>-6</sup> °C <sup>-1</sup> ]	0.5
CTE ( $\perp$ ) <sup>**</sup>		8
Température max d'utilisation	T <sub>max</sub> [°C]	2000
Résistance à la traction	R [GPa]	2.2

**Tableau II. 7: Propriétés thermomécaniques de la fibre Carbone (C) [4]**

**II.1.2.4 Les fibres de verre :**

Le verre possède une très bonne résistance à l'usure et aux attaques chimiques dépassant même celle de certains métaux. Cependant, 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.

Il existe différents types de verres : le verre E, C, D, R ou S, qui sont obtenus suivant une composition différente du mélange de préparation, par conséquent, leurs propriétés diffèrent également.

Le verre E est employé pour la fibre de verre constituant le renfort du matériau composite faisant l'objet de ce travail.

Température	T [°C]	All Temp
Module d'élasticité	E [GPa]	72
Coefficient de Poisson	$\nu$ [-]	0.22
CTE (//)*	$\alpha$ [ $10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ ]	5
Résistance à la traction	R [GPa]	2.2

**Tableau II. 8: Propriétés thermomécaniques de la fibre en Verre (E) [4]**

**II.1.2.5 Particules en Nitrure d'Aluminium (AlN):**

Le secret principal du succès croissant de l'AlN est dû à sa conductivité thermique exceptionnelle ; très apprécié spécialement en électronique. Cependant, la conductivité thermique n'est pas l'unique qualité de cette céramique. En effet, le nitrure d'Aluminium est caractérisé par une faible masse volumique et une contrainte à rupture élevée. Par ailleurs, l'AlN est connu pour résister à l'attaque de plusieurs métaux fondus tel que l'Aluminium et le cuivre. Toutes ces propriétés et bien d'autres, rendent ce matériau très attractif comme renfort pour les matériaux composites. Les différentes propriétés mécaniques de l'AlN sont réunies dans le tableau II-9.

Température	T [°C]	20	50	100	200	300	400	500
Module d'élasticité	E [GPa]	341	340	340	338	336	333	330
Coefficient de Poisson	$\nu$ [-]	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2
CTE	$\alpha$ [ $10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ ]	2.62	2.91	3.36	4.13	4.75	5.24	5.62

**Tableau II. 9: Propriétés thermomécanique de la particule AlN [16]**

**II.1.3 Les Revêtements :**

Dans le cadre de notre étude, il est très intéressant de mettre en évidence l'effet d'une troisième phase.

**II.1.3.1 Le Nickel (Ni)**

Les revêtements en nickel sont très fréquents, en particulier avec les fibres en carbone [4]. Le nickelage des fibres est réalisé par électrodéposition, disposition chimique ou par dépôt à haute température.

Les différentes propriétés du nickel sont représentées dans le tableau II.10.

Température	T [°C]	20	200	400	600	-	-	-
Module d'élasticité	E [GPa]	206	190	174	158	-	-	-
Coefficient de Poisson	$\nu$ [-]	0.29	0.29	0.29	0.29	-	-	-
Limite d'écoulement	$\sigma_y$ [MPa]	80	75	65	55	-	-	-
CTE	$\alpha$ [ $10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ ]	12.9	13.9	14.8	15.7	-	-	-

**Tableau II. 10: Propriétés thermomécaniques du revêtement Nickel [14]**

**II.1.3.2 Le Carbone**

Les revêtements en carbone sont particulièrement utilisés pour les fibres en carbure de silicium. En effet, plusieurs chercheurs ont démontré que la présence contrôlée d'un dépôt en carbone sur des fibres SiC a un effet bénéfique sur le composite, particulièrement pour la déviation des fissures et la réduction des contraintes thermiques résiduelles [13, 15].

		All Temp
Module d'élasticité	E [GPa]	160
Coefficient de Poisson	$\nu$ [-]	0.23
CTE	$\alpha$ [ $10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ ]	10

**Tableau II. 11: Propriétés thermomécaniques du revêtement Carbone [17]**

**II.2 LA MODELISATION NUMERIQUE : GENERALITES**

La modélisation numérique est l'art de transformer une réalité physique en des modèles abstraits accessibles au calcul. En parallèle au progrès que connaît l'informatique, ces techniques sont très vite devenues des outils puissants prenant la place longtemps occupée par les modèles physiques et les maquettes. Il existe trois grandes familles de méthodes numériques : Volume finis, différences finies et Eléments finis. Le choix d'une méthode repose essentiellement sur le type et la complexité des problèmes à traiter.

Ainsi la méthode des volumes finis est particulièrement bien adaptée aux équations de la mécanique des fluides [18]. Tandis que la méthode des différences finies s'adapte bien aux sciences des matériaux, spécialement au cas mono et bidimensionnel à maillage régulier. Toutefois, elle pose des problèmes dès que l'on s'intéresse à une partie du domaine par affinage du maillage. Enfin, la méthode des éléments finis permet le traitement de géométries complexes, ce qui lui mérite une place primordiale dans l'analyse des solides déformables.

### II.2.1 Méthode des Éléments Finis (MEF) et Éléments Finis Étendus (XFEM)

Depuis son introduction dans les années cinquante, la méthode des éléments finis a largement été utilisée en sciences des matériaux. Cette méthode repose sur l'approximation d'un milieu continu par un milieu discret : cette opération a pour objectif la transformation du système initial d'équations aux dérivées partielles par un système d'équations algébriques plus facilement exploitables. Il est à noter, que cette méthode est complexe du point de vue conceptuel mais ne présente pas de difficultés particulières lorsque l'on se limite à l'analyse d'un problème spécifique à l'aide d'un code de calcul [18].

Toutefois, en mécanique de rupture, la méthode des éléments finis a présenté plusieurs limitations. En effet, dans une simulation de la propagation d'une fissure, la MEF dans sa version classique nécessite la connaissance préalable du trajet de fissure et impose à la tête de fissure de se situer sur un nœud. Ainsi, et plus récemment, une version améliorée de la MEF, mieux adaptée aux problèmes de la mécanique de la rupture a été développée. Cette méthode du nom des éléments finis étendue, communément reconnue par le sigle XFEM, est basée sur l'enrichissement du champ de déplacement et permet de réaliser avec succès des simulations efficaces de propagation arbitraire de fissure dans un domaine d'applications variées : fatigue, rupture fragile en élasto-dynamique, multi-fissuration [19].

### II.2.2 Le code de calcul par éléments finis (ABAQUS) : Choix et Description

Cette étude repose principalement sur les résultats obtenus par le code de calcul par élément finis ABAQUS version 6.14. Il paraît donc très intéressant de présenter ce software ainsi que les arguments de ce choix.

Les logiciels de modélisation assistés par ordinateur sont très nombreux sur le marché (NASTRAN, ANSYS, ADINA, ABAQUS, CASTEM, CESAR, SAMCEF, etc.). Toutefois, selon une investigation bibliographique, environ 1/3 des modélisations numériques en sciences des matériaux ont été effectuées par ABAQUS, faisant de lui, sans conteste, le plus populaire. Le choix de tous ces chercheurs (ainsi que nous) pour ce code de calcul ne peut être motivé que par les grandes capacités qu'offre ce logiciel [20]. En effet, ABAQUS permet de simuler le la plupart des matériaux comme les métaux, les céramiques, polymères et même les

composites, avec des modèles de comportement mécanique très variés et complexes (élastique, plastique, viscoplastique, viscoélastique ou coupler plusieurs comportements) pour donner un comportement proche de la réalité.

L'incorporation de la méthode des éléments finis étendus (XFEM) en 2005 est un autre point fort d'ABAQUS. Ainsi, ce logiciel est capable non seulement de visualiser la propagation d'une fissure prédéfinie dans un matériau, mais aussi de prédire un éventuel endommagement sous sollicitation mécanique ou/et thermique.

A la base de tout ce qui vient d'être dit au-dessus, la sélection d'ABAQUS pour notre étude semble plus qu'évidente avec les objectifs visés (étude de contraintes thermiques et leurs impacts dans un matériau composite).

### II.2.3 Formulation Tridimensionnelle (3D)

La première condition que doit remplir la phase de numérisation est la fidélité du modèle de la réalité. Ainsi, pour modéliser le comportement des matériaux réels, la simulation numérique tridimensionnelle constitue indéniablement la meilleure approche comparée à la modélisation bidimensionnelle. En effet une géométrie 2D peut être une mauvaise interprétation de la structure réelle, comme le cas d'une représentation contenant 2 sections rectangulaires qui peut s'agir d'un matériau formé par deux parallélépipèdes ou de deux cylindres coaxiaux.

Par ailleurs, Kurita & Yoneda [21] ont montré que l'état de contrainte dans un assemblage soumis à un chargement thermomécanique est tridimensionnel. En comparant des mesures expérimentales par rayons X des contraintes résiduelles, et des résultats de simulation 2D et 3D, ils concluent à la mauvaise adéquation simulation 2D / résultats expérimentaux.

Ainsi, la modélisation entreprise dans cette étude est basée sur une modélisation tridimensionnelle. Cependant il est à souligner qu'une telle formulation peut être lourde et fastidieuse et ceci à cause de [22] :

- ✓ La construction géométrique en trois dimensions peut être excessivement longue et laborieuse en fonction de la complexité du modèle étudié ;
- ✓ La manipulation du modèle maillé est difficile dès lors que sa taille est importante, ce qui rend délicat la mise en place des conditions aux limites ;
- ✓ Les temps de calcul sont d'autant plus longs que la complexité et la taille du modèle sont importantes.

### II.3 IMPLEMENTATION NUMERIQUE

Rappelons qu'étant donnée l'échelle à laquelle s'amorcent et coalisent les contraintes résiduelles d'élaboration du composite unidirectionnel que l'on souhaite expliquer. Ainsi, l'étude est menée à l'échelle qui distingue les fibres et la matrice. A cette échelle, des hypothèses simplificatrices permettent d'assimiler le composite à un milieu périodique : la distribution des fibres au sein de la matrice est relativement régulière. Par conséquent, la description de la structure est réduite à sa plus simple représentation et nous parlerons alors de Volume élémentaire périodique représentatif (VER) ou, plus simplement, de cellule élémentaire.

#### II.3.1 Construction Géométrique : Cas des Composites Fibreux

La matrice est modélisée avec des creux capillaires le long de son axe, dans lequel des fibres de forme cylindrique seront ensuite insérées. Dans un souci d'optimisation des exigences du calcul (capacité CPU et temps) le modèle uni-filamentaire, contenant une seule fibre, est sans doute le choix par excellence. Cependant, il a été constaté que des volumes élémentaires représentatifs plus larges contenant plus de fibres engendrent une précision plus importante [22]. Ainsi nous tenterons de mettre en évidence cet aspect en menant notre étude du cas de modèles uni-filamentaire à une seule fibre à des modèles multi-filamentaires contenant plus d'une fibre.

##### II.3.1.1 Volume Élémentaire Représentatif Uni-Filamentaire

Dans ce cas de figure le modèle est constitué d'une seule fibre en forme cylindrique entourée par la matrice. Selon la répartition des fibres au sein de cette matrice on pourra distinguer trois configurations possibles : Cylindrique, carrée et hexagonale (Figure II.1 (a), (b) et (c)).

###### *i. Configuration cylindrique*

Appelée aussi le modèle des cylindres coaxiaux. Cette configuration est la plus élémentaire, elle suppose une répartition aléatoire des fibres, et ne se base pas sur le diamètre des fibres mais sur la fraction volumique. La figure II.1 (a) illustre le volume élémentaire représentatif de configuration cylindrique utilisé dans notre étude.

###### *ii. Configuration Carrée*

Contrairement à la précédente configuration, cette représentation est une configuration idéalisée qui suppose que le matériau composite présente une structure périodique et une répartition des fibres régulière. Les fibres se répètent d'une façon périodique en formant un réseau carré. La figure II.1 (b) décrit le volume élémentaire représentatif de configuration carrée utilisée dans notre étude.



### iii. *Configuration Hexagonale*

Similaire à la configuration carrée, la configuration hexagonale est une représentation idéalisée avec une répartition périodique des fibres sur un réseau hexagonal. La figure II.1 (c) montre le volume élémentaire représentatif de configuration hexagonale, utilisé dans notre étude.

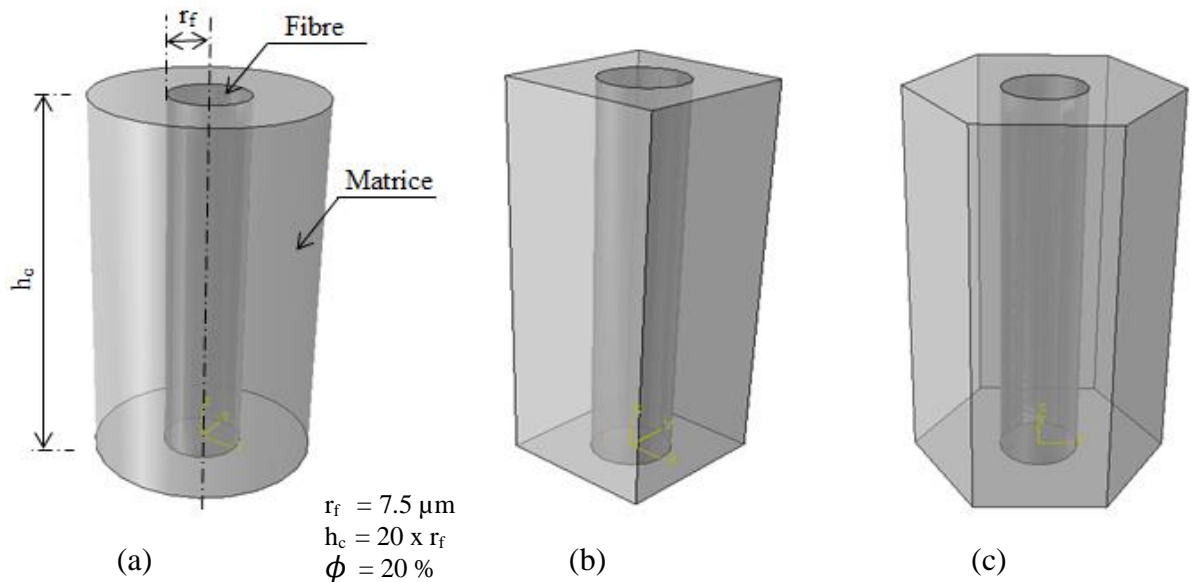


Figure II. 1: Représentation schématique des différentes configurations uni-filamentaires.

(a) Cylindrique (b) Carrée (c) Hexagonale

#### II.3.1.2 Volume Élémentaire Représentatif Multi-filamentaires

Ce modèle n'est autre qu'une répétition du modèle uni-filamentaire avec une périodicité adéquate selon la configuration adoptée (carrée ou cylindrique). Avec ce principe, la configuration cylindrique qui suppose une répartition aléatoire est exclue de la modélisation multi-filamentaire.

Les figures II.2 (a - d) illustrent le volume élémentaire représentatif de configuration carrée pour le modèle multifibre utilisée dans cette étude. Tandis que les figures II.3 (a - c) le volume élémentaire représentatif de configuration hexagonale telle que développé pour le calcul.

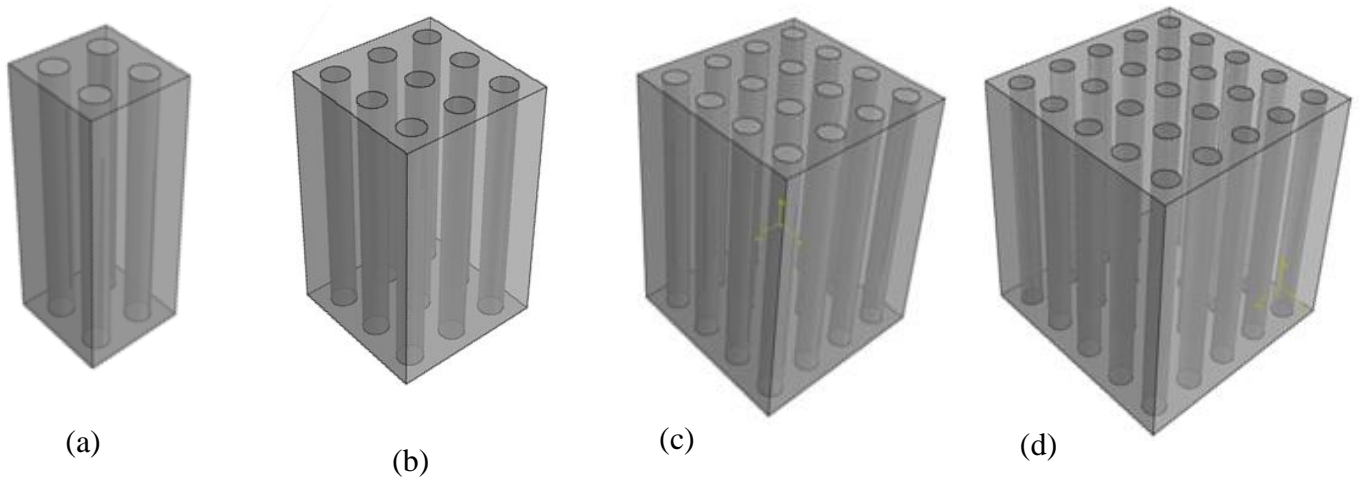


Figure II. 2: Représentation schématique des modèles multi-filamentaires en configuration carrée.  
(a) 2x2 fibres, (b) 3x3 fibres, (c) 4x4 fibres, (d) 5x5 fibres.

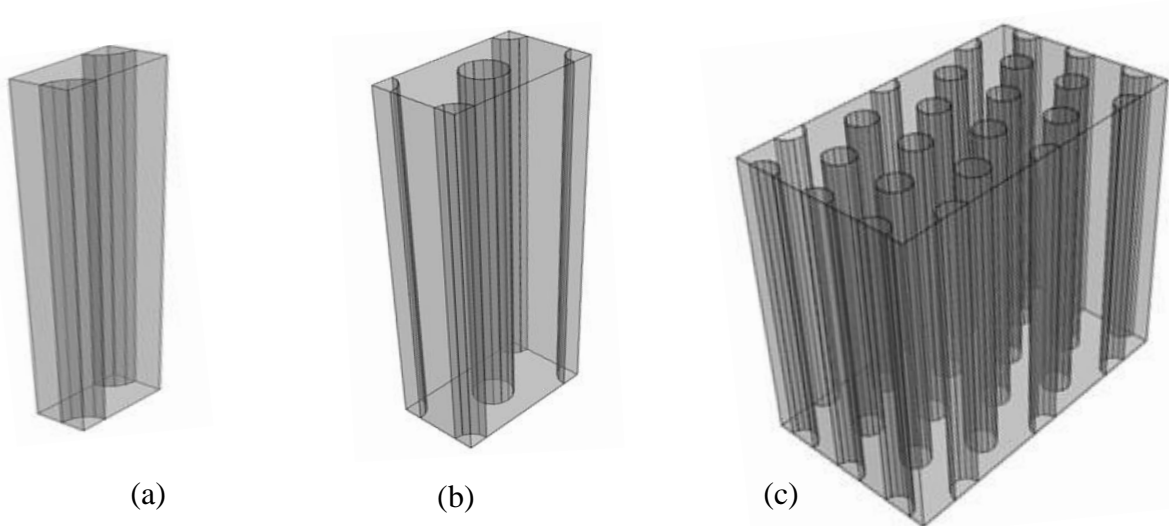


Figure II. 3 : Représentation schématique des modèles multi-filamentaires en configuration carrée.  
(a) 2 fibres, (b) 5 fibres, (c) 24 fibres.

### II.3.2 Construction Géométrique : Cas des Composites Hybrides

Les composites avancés dit hybrides, contiennent deux ou plusieurs types de renforts en une seule matrice. Ainsi les modèles adoptés pour cette étude, seront d'une configuration cylindrique avec une fibre courte enfouie dans la matrice. Le deuxième type de renforts est une inclusion située dans la base supérieure et inférieure des deux cylindres représentant la matrice. Ainsi, quatre VERs représentant un modèle classique avec une fibre courte et trois autres représentant des composites hybrides contenant une combinaison de la fibre courte avec des inclusions de forme sphérique, conique et cylindrique, tel que représentées dans les figures II.4 a-d respectivement, sont retenus pour notre étude.

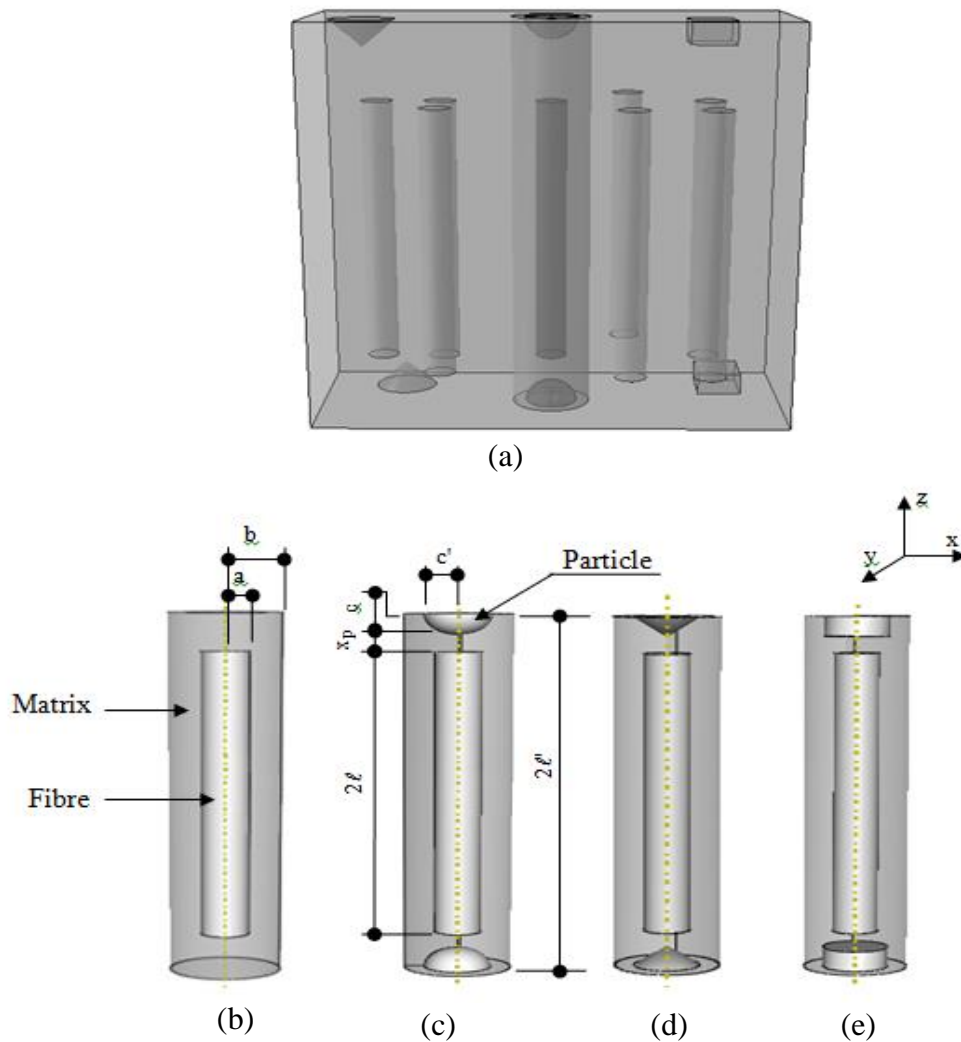


Figure II. 4 : Représentation schématique du composite hybride : (a) Composite Global, (b) Sans Particule, (c) avec Particule Sphérique, (d) avec Particule Conique, (e) avec Particule cylindrique

### II.3.3 Matériaux et Approche mécanique

#### II.3.3.1 Définition des Matériaux

Les propriétés mécaniques des différents matériaux ont été toutes introduites. Ces propriétés issues pour la plupart de la littérature sont exposées dans le paragraphe II.1 de ce même chapitre. Les matériaux définis seront ensuite assignés aux sections (fibre, matrice,), selon le couple.

#### II.3.3.2 Implémentation d'une loi de comportement

Le choix du comportement mécanique peut s'avérer capital pour l'analyse numérique des contraintes thermiques résiduelles. En effet, une étude comparative de l'intensité des contraintes résiduelles pour trois comportements, à savoir Elastique-pure, Elastique-Plastique et Elastique-plastique-viscoplastique, a montré qu'une approche mal adaptée au cas du matériau utilisé peut conduire à des résultats peu crédibles (voir chapitre III). Ainsi les lois

du comportement de chaque type de matériaux utilisés ont été sélectionnées selon leurs natures.

*i. Les Polymères :*

Le comportement mécanique des polymères est caractérisé par une très grande diversité. Ainsi, les polymères peuvent être soit rigides fragiles, soit ductiles, soit caoutchoutiques. Cela se traduit, par un grand nombre de types de comportement : élastique, viscoélastique, viscoplastique, hyper élastique. Toutefois, cela ne veut pas dire que le comportement du polymère est incontrôlé, mais que les paramètres contrôlant ses propriétés mécaniques ainsi que les processus élémentaires de déformation envisageables sont nombreux [23]. Pour le cas de notre étude le polymère utilisé comme modèle (Epoxy) est considéré comme un matériau Viscoélastique. Le comportement viscoélastique a été défini dans le code de calcul sur la base de la série de Prony.

*ii. Les Céramiques et Verres :*

De par leurs faibles tendances à la plasticité, les céramiques et verres (carbure, borure, oxyde) sont le plus souvent considérés comme étant des matériaux purement élastiques. Néanmoins, il est à noter que le verre change de comportement autour de sa température de transition ( $T_g$ ) pour adopter un comportement viscoélastique. Toutefois, la prise en considération d'une approche viscoélastique pour l'étude des contraintes thermiques résiduelles est non seulement très complexe mais également jugée inutile. En effet, le comportement du verre varie assez brutalement avec la baisse de la température et celui-ci redevient très rapidement un matériau élastique fragile. Par ailleurs, le mécanisme de relaxation des contraintes résiduelles par viscoélasticité conduit à des niveaux très faibles des contraintes résiduelles voir négligeable, et les contraintes les plus importantes sont celles relevées pour la phase où le verre est élastique.

Ainsi, les simulations par éléments finis présentées dans cette étude sont effectuées à des plages de températures pour lesquelles les contraintes thermiques résiduelles s'amorcent et le comportement mécanique du verre peut être décrit par une loi élastique linéaire.

*iii. Les Alliages Métalliques (Aluminium) :*

Contrairement aux céramiques, la quasi majorité des métaux, notamment les alliages d'Aluminium, sont susceptibles de se déformer d'une manière irréversible sous l'effet d'une sollicitation mécanique et/ou thermique supérieure à leurs limites d'écoulement. Ainsi, trois (03) lois de comportement peuvent être adaptées aux métaux à savoir Elastique, Elastoplastique et la Viscoplastique.

Loin de la complexité des comportements plastiques et visqueux, l'approche élastique est un choix de 1er ordre dans la prédiction des contraintes résiduelles dans les composites à matrice métallique. Toutefois comme il sera démontré un peu plus loin dans cette thèse, le comportement élastique conduit à des résultats surestimés des contraintes thermiques résiduelles.

Le comportement élastoplastique, est beaucoup plus adapté aux métaux et alliages métalliques que la précédente. En effet, cette approche prend en considération la relaxation due aux déformations plastiques. Cependant, cette approche reste précise pour des températures inférieures à 1/3 de la température de fusion [24]. Ainsi, les auteurs adoptant cette loi de comportement pour l'étude des contraintes résiduelles dans les composites à matrice métallique supposent le plus souvent que la température de fabrication d'élaboration est inférieure à la température réelle (typiquement 70 à 80% de la température réelle) [25].

Afin de prédire avec précision la magnitude et la répartition de contraintes résiduelles dans le matériau composite à matrice métallique, le comportement viscoplastique est à l'unanimité le plus approprié. En effet, l'utilisation d'un comportement élastique-viscoplastique approprié pour la matrice peut améliorer significativement la prédiction des contraintes thermiques résiduelles [25]. En plus, et contrairement aux comportements précédents, le comportement viscoplastique prend en considération la vitesse de refroidissement. Toutefois, l'implémentation d'un modèle viscoplastique peut s'avérer très compliqué en raison de la rareté des données de fluages disponibles dans la littérature.

### II.3.3.3 Modélisation de l'interface :

La compatibilité géométrique entre les constituants des matériaux composites (fibre, matrice, revêtements et particule) a été prise en considération durant la modélisation numérique, permettant ainsi la possibilité d'assemblage.

Par ailleurs, toutes les liaisons interfaciales entre les différents constituants ont été modélisées comme étant parfaites et continues (de type fort, §I.7.4). (C'est-à-dire que tous les composants de déplacement ont été considérés comme continus dans toute l'interface). En outre, cette étude n'a pas inclus les défauts de la matrice ou l'influence de l'orientation des fibres et / ou des particules. Cependant, l'étude de possibles propagations de fissures à travers l'interface a été suggérée lors de la modélisation par XFEM.

II.3.4 Conditions aux limites et chargement :

II.3.4.1 Définition des Conditions aux limites

i. *Les modèles Uni-Filamentaires :*

En raison de la symétrie de la géométrie et de l'utilisation des propriétés du matériau isotrope, le modèle unifilamentaire a été réduit au quart. Par conséquent, les conditions aux limites ont été sélectionnées de telle sorte que tous les nœuds sur les faces des symétries soient contraints d'avoir un déplacement normal nul. Toutes les autres limites étant libres pour permettre la contraction pendant le refroidissement. Ces conditions sont représentées dans le tableau ci-dessous.

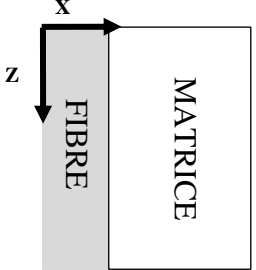
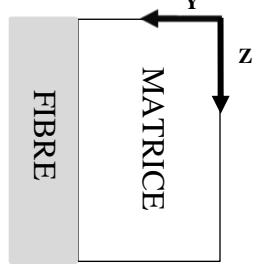
Conditions aux limites	Surface d'application
$U_y=U_{R_x}=U_{R_z}=0$	
$U_x=U_{R_y}=U_{R_z}=0$	

Tableau II. 12: représentation bidimensionnelle des conditions aux limites pour le cas des composites unifilamentaires.

ii. *Les modèles multi-Filamentaires :*

Contrairement aux unifilamentaires, les modèles multifilamentaires ne nécessitent pas de conditions aux limites. Par conséquent, ces modèles ont été implantés directement dans le code de calcul.

### II.3.4.2 Définition du chargement

Le système composite, quel que soit sa configuration, est sujet d'un chargement thermique uniforme, simulant un refroidissement (à une vitesse constante) d'une température initiale, jusqu'à la température ambiante.

La température initiale est considérée comme la température d'essais mécaniques (Température d'élaboration). Elle est attribuée à l'étape initiale (initial step), et change selon le couple à étudier. La température ambiante est équivalente à 20°C (293°K), et elle est référée à la seconde étape (step two).

#### ☞ Le maillage :

Le choix des éléments du maillage peut s'avérer déterminant puisqu'un maillage mal adapté peut conduire à des résultats erronés [26, 27]. Notre objectif était donc de savoir comment mailler le domaine pour avoir des résultats satisfaisants, sachant qu'un maillage trop fin donne une bonne précision du résultat mais avec un temps de calcul long, alors qu'un maillage grossier fait perdre en précision mais réduit le temps de calcul.

La démarche adoptée était d'utiliser dans une première analyse un maillage «raisonnable» tout en raffinant les régions jugées critiques (l'interface). Ensuite, une seconde analyse avec deux fois plus d'éléments a été faite. Enfin les deux solutions ont été comparées : Si les deux maillages donnent des résultats semblables, alors le premier maillage peut être considéré adéquat. Si les deux maillages produisent substantiellement des valeurs différentes, alors un maillage plus fin doit être envisagé. Par la suite le maillage doit être affiné jusqu'à l'obtention de résultats voisins.

Plusieurs essais ont donc été effectués au départ, faisant varier le nombre d'éléments, tout en relevant les contraintes maximales, ainsi que le temps du calcul nécessaire pour obtenir le résultat. La comparaison des résultats obtenus pour les différents maillages, nous a permis de sélectionner le nombre d'éléments constituant un maillage dit optimum, c'est-à-dire celui capable de fournir des résultats précis avec un temps de calcul raisonnable. Le nombre total des éléments utilisés pour chaque modèle sera spécifié dans la partie « résultats ». La figure III.3 montre un maillage final typique.

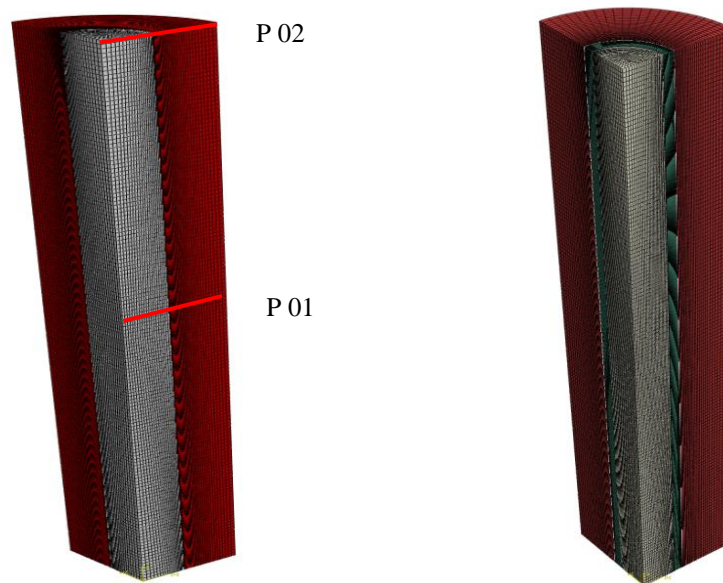


Figure II. 5 : Exemple du maillage de la cellule élémentaire : cas du modèle unifilaire  
(a) Sans revêtement, (b) avec revêtement.

### ☞ Choix de l'élément fini :

Le choix de l'élément fini est primordial puisqu'il va conditionner tout le calcul numérique réalisé par la machine. ABAQUS propose, dans le cadre d'une étude thermomécanique, plusieurs éléments pour mailler un modèle en trois dimensions [20]. Parmi ces éléments, deux éléments hexaédriques, offrant la meilleure adaptation à notre géométrie, sont retenus :

- C3D8R, élément à 8 nœuds.
- C3D20R, élément à 20 nœuds.

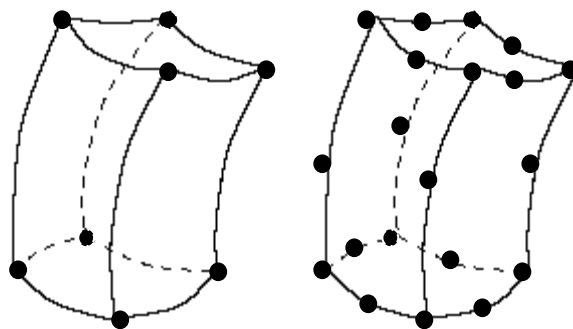


Figure II. 6: les éléments finis hexaédriques pour problèmes thermomécaniques 3D [4].



Chacun des huit sommets de l'élément C3D8R correspond à un nœud sur lequel un chargement thermique peut être appliqué. L'élément C3D20R est une version améliorée dans la mesure où il possède un nœud supplémentaire au milieu de chacune de ses arêtes. Ce dernier élément est donc plus précis que le premier, mais nécessite un temps de calcul beaucoup plus long.

L'objectif étant la mise en évidence de l'évolution des contraintes résiduelles thermiques d'élaboration, nous avons donc privilégié le temps de calcul sur la précision. C'est pourquoi nous avons choisi l'élément C3D8R pour mailler le modèle, afin d'obtenir un maximum d'essais tout en ayant des temps de simulation convenables.

### II.4 CONCLUSION

Dans ce chapitre, nous avons présenté les outils numériques. De ce fait, nous avons revu en détail les paramètres nécessaires à une modélisation précise :

Le principal enjeu de notre recherche consiste à se doter d'une étude prédictive des matériaux composites et de leurs performances après l'élaboration. Pour cela nous avons utilisé l'outil numérique, du fait qu'il est disponible et que les performances de l'outil informatique sont telles à permettre de telles initiatives.

Pour la simulation le modèle est paramétré sur les données disponibles dans la littérature. Le choix du maillage et des éléments finis furent traités avec un grand soin, car ces paramètres conditionnent le calcul.

Dans le but de mettre un protocole de simulation numérique adéquat, notre philosophie a été d'étudier ces contraintes en mettant en évidence l'effet de plusieurs paramètres. Ainsi un enchaînement rationnel a été suivi dans la mise en œuvre de la modélisation.

### REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :

- [1] Even C (2000). *Conception, élaboration et caractérisation d'un matériau composite à matrice de titane renforcée par des fibres continues de carbone*. Thèse doctorat, Ecole Doctorale Des Sciences Chimiques, L'université Bordeaux I, France.
- [2] Zhao LG, Warrior NA, Long AC (2006) .*A micromechanical study of residual stress and its effect on transverse failure in polymer–matrix composites*. *International Journal of Solids and Structures*, 43, pp.5449–5467
- [3] Ralph C, Silberstein M, Thakre PR, Singh R (2015). *Mechanics of Composite and Multi-functional Materials*. Proceedings of the Annual Conference on Experimental and Applied Mechanics, Volume 7.
- [4] Mecirdi MA (2006). *Analyse Numérique Tridimensionnelle des contraintes Résiduelles dans les Matériaux Composites : application aux composites à matrice céramique et à matrice métallique*, Thèse de magister, UDL, Sidi Bel-Abbés, Algérie
- [5] Cherouali, H (1998). *Role Des Interphases et de la Rugosité dans le Comportement interfacial de composites monofilamentaires à matrice fragile*. Thèse de doctorat, l'institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France.
- [6] Bleay SM, Scott VD (1991). *Microstructure property relationship in Pyrex glass composites reinforced with Nicalon fibres*. *Journal of Materials Science*, 26 (8), pp. 2229–2239.
- [7] Sellam S, Serier B, Bouafia F, Bachir Boudjra B, Hayat SS (2013). *Analysis of the stresses intensity factor in alumina–Pyrex composites*. *Computational Materials Science*, 72, pp. 68-80.
- [8] Kagawa Y (1994). *Effect of Thermally Induced Stress on Fracture Toughness of SiC Fiber-Glass Matrix Composites*. *Materials Transactions, JIM*, 35 (5), pp. 363-369
- [9] Chawla KK (1994). *Interface Engineering in Oxide Fiber/Oxide Matrix Composites*. Annual Report, Department of Materials and Metallurgical Engineering New Mexico Institute of Mining and Technology Socorro, NM 87801
- [10] Wolfenden A, Thomas H.M, Thomas V, Chawla KK (1995). *Measurement of Young's modulus and damping as a function of temperature in a borosilicate glass-matrix composite with continuous ceramic fibres*. *Journal of Materials Science Letters*, 14 (22), pp. 1555–1557.
- [11] Nam TH, Requena G, Degischer HP (2008) *Modelling and Numerical Computation of Thermal Expansion of Aluminium Matrix Composite with Densely Packed SiC Particles*. *Technische Mechanik*, 28 (3-4), pp. 259 - 267
- [12] Barbera D, Chen HF, Liu YH (2015) *On the Creep Fatigue Behavior of Metal Matrix Composites*. *Procedia Engineering*, 130, pp. 1121 – 1136.
- [13] Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ichkova MD (2014). *Modeling of strain hardening and creep behaviour of 2024T3 aluminium alloy at room and high temperatures*. *Computational Materials Science*, 83, pp. 381–393.

- [14] Xian L , Yanqing Y, Jiankang L, Meini Y, Bin H, Yan C (2008). *An analysis of thermal residual stresses in SiCf/Cu composites when TiC or Ni as binder*. Materials and Design 29, pp. 1755–1761
- [15] Ali KAFLOU A (2006). *Etude Du Comportement Des Interfaces Et Des Interphases Dans Les Composites A Fibres Et A Matrices Céramiques*. L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France
- [16] Choo H, Bourke MAM & Nash PG (2000). *Evolution of thermal residual stress in intermetallic matrix composites during heating*. Ceramic Engineering & Science Proc, Acers, 21 (3), pp. 627-634.
- [17] Bin H, Yanqing Y, Hengjun L, Meini Y (2009). *Effects of the coating system and interfacial region thickness on the thermal residual stresses in SiCf/Ti–6Al–4V composites*. Materials and Design, 30, pp.718–722.
- [18] Goncalves da Silva E (2007). *Méthodes et Analyse Numériques*. Engineering school. Institut Polytechnique de Grenoble, pp.99.
- [19] Prabel B (2007). *Modélisation Avec La Méthode X-FEM De La Propagation Dynamique Et De L'arrêt De Fissure De Clivage Dans Un Acier De Cuve*. Thèse, INSA de Lyon, France
- [20] ABAQUS 6.14(2014). *ABAQUS/CAE USER'S GUIDE*. Dassault Systèmes Simulia Corp
- [21] Kurita M, Yoneda K (1993). *Three-dimensional FEM residual stress analysis for ceramic-metal joint plate*. Transactions on Engineering Sciences, 2, pp. 29-38
- [22] Tessier-Doyen.N (2003). *Etude Expérimentale Et Numérique Du Comportement Thermomécanique De Matériaux Réfractaires Modèles*. Thèse doctorat, Université De Limoges, Ecole de Science-Technologie-Sante, France.
- [23] Billon M, Bouvard JL (2015). *Propriétés et comportement mécanique des polymères thermoplastiques*. Technique de l'ingénieur, Traité des Plastique et des Polymères, ref :AM3115 v1.
- [24] François D, Pineau A, Zaoui A (1993). *Comportement mécanique des matériaux : Viscoplasticité, endomagement, mécanique du contact*. Edition Hermès, Paris.
- [25] AghdamM.M, Morsali SR (2014). *Understanding residual stresses in metal matrix composites*. Residual Stresses in Composite Materials, pp.233-255
- [26] Bouchard PO (2000). *Contribution à la Modélisation Numérique en Mécanique de la Rupture et Structures Multi Matériaux*. Thèse doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [27] Jao Jules E (2001). *Couplages entre propriétés thermiques, réactivité chimique et viscosité des matériaux composites thermodurcissables en relation avec les conditions de leur élaboration fondée sur l'hystérésis diélectrique*. Thèse doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers Centre de Paris.

PARTIE II:

RESULTATS & DISCUSSION

# **CHAPITRE III : ANALYSE NUMERIQUE DES CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES DANS LES MATERIAUX COMPOSITES A ARCHITECTURE FIBREUSE.**

---

Ce chapitre est dédié à l'analyse numérique par la méthode des éléments finis des contraintes résiduelles d'origine thermique développées dans matériaux composites de diverses natures. Rappelons que la différence des propriétés mécaniques et physiques entre matrices et fibres est la source principale des contraintes résiduelles. L'état et l'intensité de ces contraintes dépendent de la nature des matériaux assemblés. La région proche de l'interface fibre/matrice a été identifiée comme étant le siège de concentrations des contraintes résiduelles qui peuvent, en fonction de leurs amplitudes, être à l'origine de la rupture de l'assemblage.

---

## **Sommaire du 3<sup>ème</sup> Chapitre**

<b>CHAPITRE III : ANALYSE NUMERIQUE DES CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES DANS LES MATERIAUX COMPOSITES A ARCHITECTURE FIBREUSE.-</b>		<b>76 -</b>
<b>III.1 CAS DES COMPOSITES A MATRICE POLYMERE</b>		<b>- 77 -</b>
III.1.1 Les Contraintes Résiduelles vs. Différentes Configurations du Volume Élémentaire Représentatif (VER)		- 77 -
III.1.2 Aspect des Contraintes Résiduelles		- 87 -
III.1.3 Effet de la Température d'Elaboration		- 93 -
III.1.4 Effet de la fraction Volumique de la fibre		- 95 -
III.1.5 Effet d'une Interphase en Nickel		- 99 -
<b>III.2 CAS DES COMPOSITES A MATRICE METALLIQUE : CONTRAINTES RESIDUELLES VS. LE COMPOTEMENT MECANIQUE DE LA MATRICE :</b>		<b>- 102 -</b>
<b>III.3 CAS DES COMPOSITES A MATRICE SILICE :</b>		<b>- 111 -</b>
III.3.1 Analyse des contraintes thermique résiduelles : MEF Vs. XFEM		- 111 -
III.3.2 Analyse des contraintes thermiques résiduelles par la méthode des éléments finis étendus : mise en évidence de l'effet des propriétés de la matrice fragile		- 115 -
<b>III.4 CONCLUSION :</b>		<b>- 119 -</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :</b>		<b>- 120 -</b>

## **Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.**

---

### **III.1 CAS DES COMPOSITES A MATRICE POLYMERE**

Cette partie du travail porte sur une analyse numérique par la méthode des éléments finis des contraintes résiduelles, induites dans un composite à matrice Epoxy ( $E_m$ ). Les conditions de modélisation sont détaillées au chapitre précédent. Les propriétés mécaniques et physiques de la matrice Epoxy, sont regroupées sur le tableau II.1. Tandis que les propriétés des différents renforts utilisés, à savoir les fibres en Carbone et en verre, sont résumés dans les tableaux II.7 et II.8 respectivement.

#### **III.1.1 Les Contraintes Résiduelles vs. Différentes Configurations du Volume Élémentaire Représentatif (VER)**

L'étude a été menée à l'échelle qui distingue les fibres de la matrice. A cette échelle, des hypothèses simplificatrices permettent d'assimiler le composite à un milieu périodique : la distribution des fibres au sein de la matrice est relativement régulière. Afin de mettre en évidence l'effet de la configuration du volume élémentaire représentatif sur le niveau et la distribution des contraintes résiduelles, plusieurs modèles ont été développés.

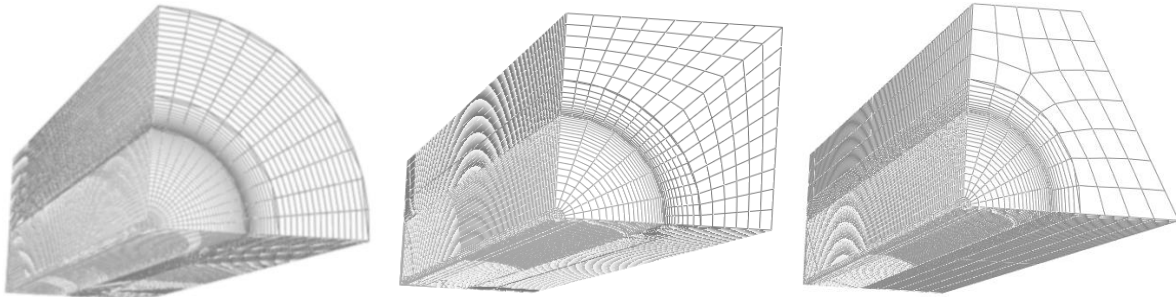
Pour simuler la séquence d'élaboration un chargement thermique est requis. Ainsi, une rampe de la température d'élaboration  $T_E = 110^\circ\text{C}$  à la température ambiante, a été appliquée à la structure composite avec une vitesse de refroidissement de  $2^\circ\text{C}/\text{min}$  (refroidissement uniforme). Par ailleurs, aucun déplacement ni pression n'a été appliqué durant le refroidissement.

##### **III.1.1.1 Cas des Composites Uni-Filamentaires**

Dans ce qui suit, une analyse comparative de la distribution des contraintes résiduelles d'origine thermique en fonction de la configuration du volume élémentaire représentatif dans sa plus simple représentation, à savoir cylindrique, carré et hexagonal (fig. II.1), a été réalisé. On utilisera ici le terme de cellule élémentaire. Le composite unifilamentaire est alors modélisé par une matrice comportant un creux capillaire le long de son axe, dans lequel la fibre, idéalisée en forme cylindrique et droite, sera insérée avec une fraction volumique égale à 20% pour les trois configurations.

Des maillages optimums constitués d'éléments à huit nœuds de type iso paramétrique ont été adoptés aux 3 volumes élémentaires (cylindrique, carré et hexagonal). Les différents maillages finaux retenus pour chacune des structures est illustré figure III.1.

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.



(a) (b) (c)  
**Figure III. 1: maillage des différentes cellules élémentaires utilisées pour la modélisation.**  
(a) Cylindrique (76200 éléments), (b) Carrée (63450 éléments) & (c) Hexagonal (35550 éléments)

Les résultats obtenus à partir de la simulation numérique sont illustrés sur les figures III.2, III.3 et III.4. Ces dernières représentent la distribution des contraintes thermiques résiduelles radiales, circonférentielles et longitudinales, induites dans les différentes géométries de la cellule élémentaire du composite unifilaire Epoxy/fibre de verre (c.-à-d. Cylindrique, Carrée et Hexagonale respectivement). Les contraintes tangentielles ont été négligées dans cette partie car, comme cela sera plus loin expliqué, ces contraintes sont de faible intensité, et leur étude est sans intérêt.

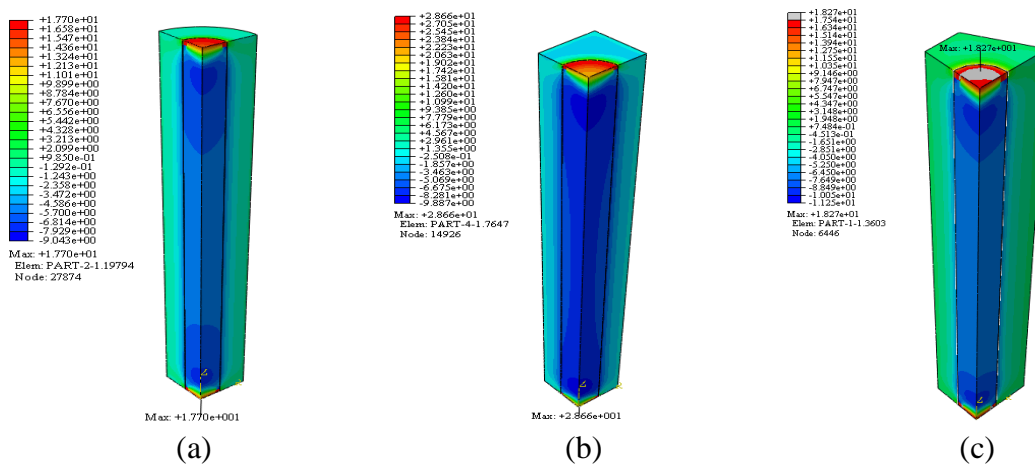
La figure III.2(a)-(c) montre clairement que les contraintes résiduelles radiale mettent la fibre et la matrice en compression et ce quelle que soit la configuration géométrique de la cellule élémentaire. On notera, cependant, que l'intensité pour les trois configurations n'est pas similaire et les contraintes les plus intenses résultent d'une cellule de forme carrée.

Les contraintes circonférentielles illustrées sur les figures III.3(a)-(c) exhibent un comportement différent des contraintes radiales en mettant la matrice en traction et la fibre en compression. Toutefois, pareil que la contrainte radiale, la contrainte circonférentielle la moins intense est enregistrée pour la cellule élémentaire cylindrique, intensivement localisée au voisinage très proche de l'interface.

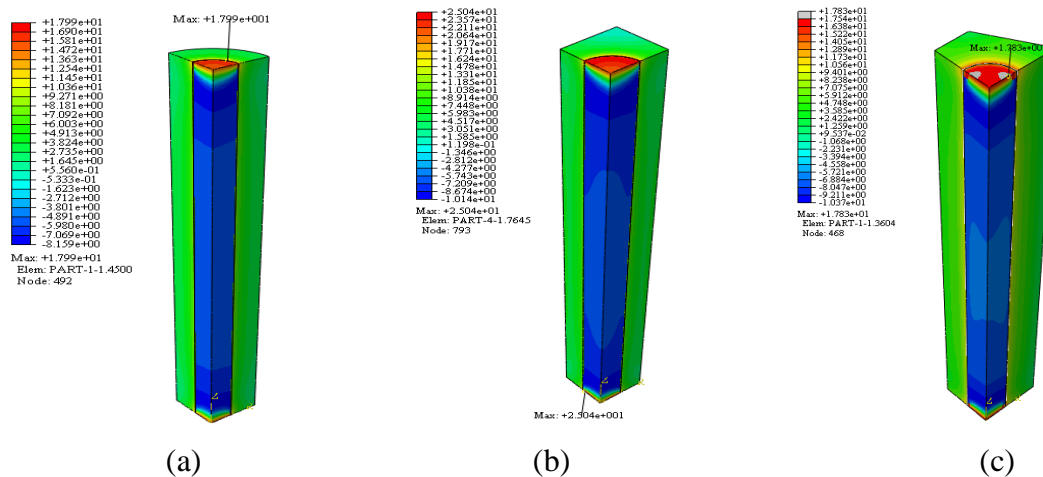
L'intensité des contraintes longitudinales induites, dans la matrice et la fibre, est rapportée sur les figures III.4(a)-(c). Ces figures indiquent qu'indépendamment de la configuration du volume élémentaire représentatif, la matrice est sollicitée en traction longitudinalement tandis que la fibre subit une forte compression. La contrainte longitudinale la plus faible a été, une fois de plus, enregistrée pour la cellule cylindrique.

## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

Les résultats montrent que la réponse des structures composites aux contraintes thermiques d'élaboration est indépendante de la configuration de la répartition des fibres au sein de la matrice. Cependant, ces mêmes résultats indiquent que l'intensité de ces contraintes est, par contre, dépendante de la configuration de la cellule élémentaire. En effet, les résultats ont montré qu'une augmentation des côtes de la forme polygonale de la cellule élémentaire conduit à une réduction du niveau des contraintes résiduelles.



**Figure III. 2: Distribution des contraintes thermiques résiduelles radiales pour un modèle unifilaire. (a) : configuration cylindrique, (b) configuration carrée (c) configuration Hexagonale.**



**Figure III. 3: Distribution des contraintes thermiques résiduelles circonférentielle pour un modèle unifilaire. (a) : configuration cylindrique, (b) configuration carrée (c) configuration Hexagonale.**



# Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

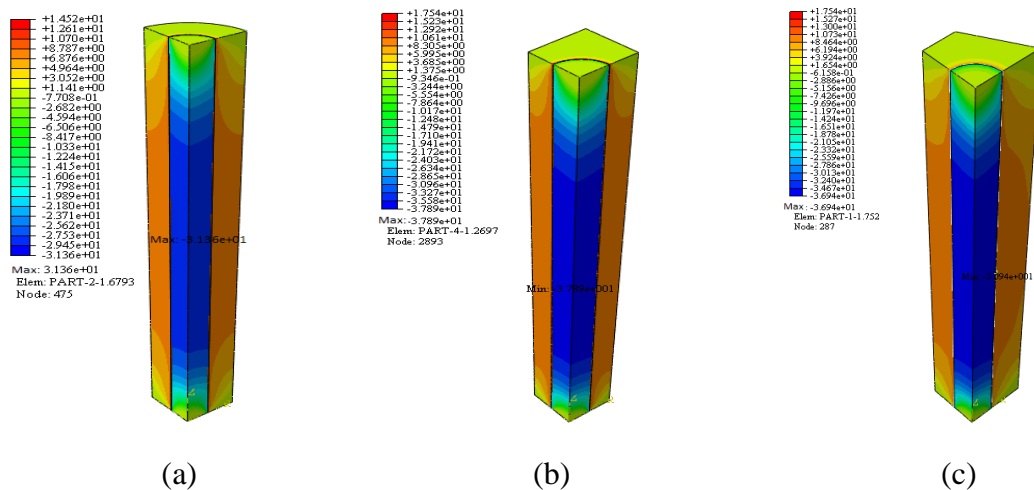


Figure III. 4: Distribution des contraintes thermiques résiduelles Longitudinales pour un modèle uni-filamentaire. (a) : configuration cylindrique, (b) configuration carrée (c) configuration Hexagonale.

## III.1.1.2 Cas des composites multi-filamentaires

Bien que l'approche mono-filamentaire permette de mettre en évidence les connaissances nécessaires à la compréhension des contraintes résiduelles, elle doit être capable d'être étendue à une échelle macroscopique. Il a été constaté que des volumes élémentaires représentatifs plus larges contenant plus de fibres engendrent une précision plus importante [1]. Ainsi, dans cette partie, une analyse comparative des contraintes thermiques résiduelles obtenues à partir d'une cellule élémentaire et à celles résultantes des modèles à multifibres a été effectuée.

### i. Cas d'une configuration Carrée :

L'analyse ci-après a nécessité le développement de Cinq (05) modèles en forme carrée. Ces modèles ne se différencient que par le nombre de fibres, comme le montre la figure II.2. Ces modèles de forme carrée sont dits : uni filamentaire (contenant une seule fibre) et multifilamentaire (à plusieurs fibres). L'analyse des contraintes a été effectuée sur un composite 20% Fibre de Verre / Epoxy.

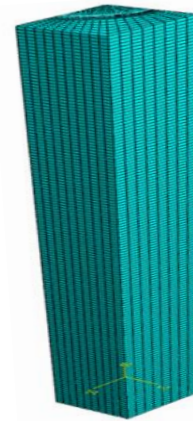
Le maillage des différents modèles de configuration carrée, avec le nombre total d'éléments, utilisés dans cette étude est illustré sur la figure III.5.

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

---

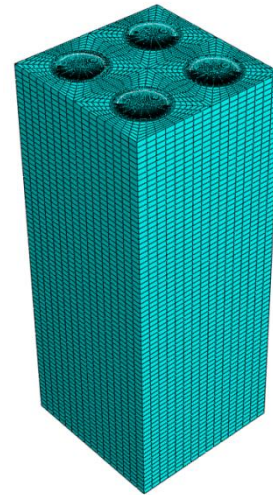
(a)

63450 éléments



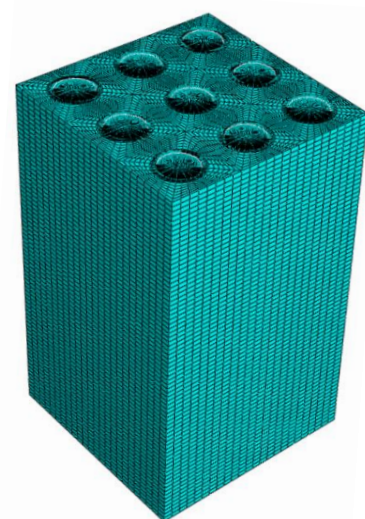
(b)

259200 éléments



(c)

583200 éléments

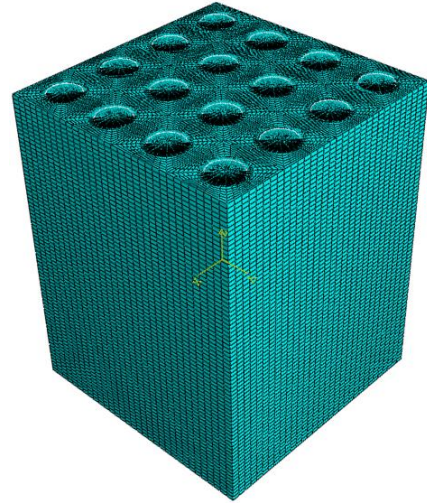


### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

---

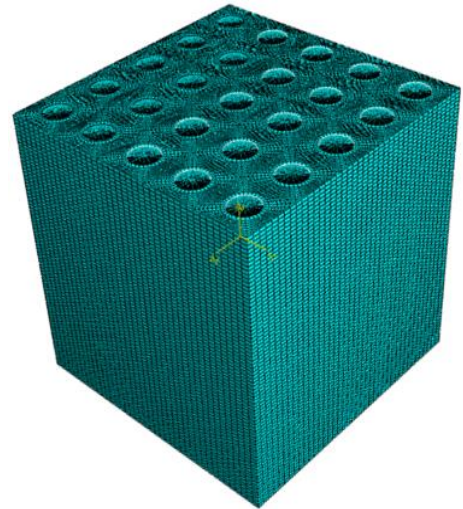
(d)

1036800 éléments



(e)

1080000 éléments



**Figure III. 5: Maillage des différents modèles de configuration carrée utilisés dans cette étude**

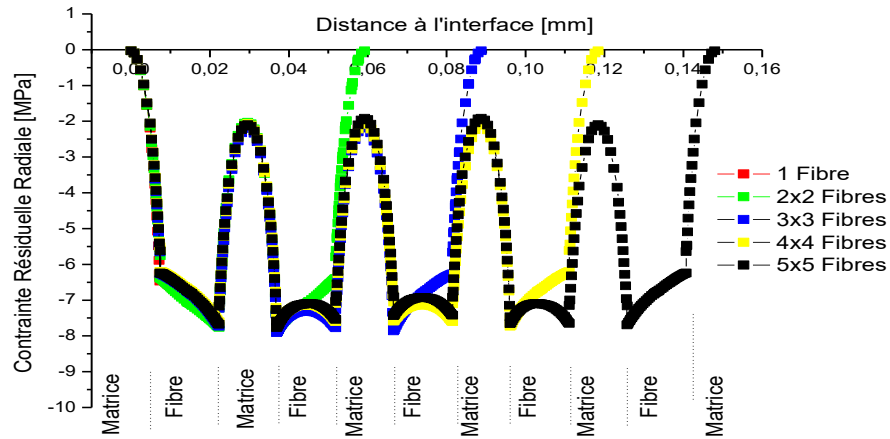
**(a) 1 fibre, (b) 2x2 fibres, (c) 3x3 fibres, (d) 4x4 fibres, (e) 5x5 fibres.**

Sur les figures III.6(a)-(c) sont représentées les variations des contraintes résiduelles radiales, circonférentielles et longitudinales respectivement, induites dans les 5 modèles, en fonction de la distance par rapport à l'interface par rapport à la position P01.

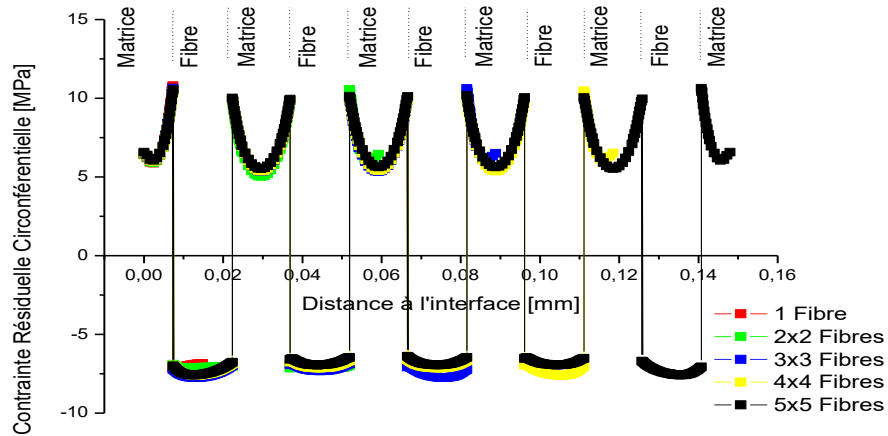
Ces figures montrent que le niveau de ces contraintes est étroitement lié à la distribution des fibres. Les interactions des champs de contraintes résiduelles, engendrées dans la matrice au voisinage très proche des fibres, sont responsables d'un tel comportement. Cette interaction est d'autant plus importante que le nombre de fibres augmente. Le système étant en équilibre,

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

un accroissement de ces contraintes dans un axe entraîne leur diminution dans l'autre axe. Toutefois, il est à noter que l'augmentation du nombre de fibres entraîne une faible variation des contraintes thermiques résiduelles.

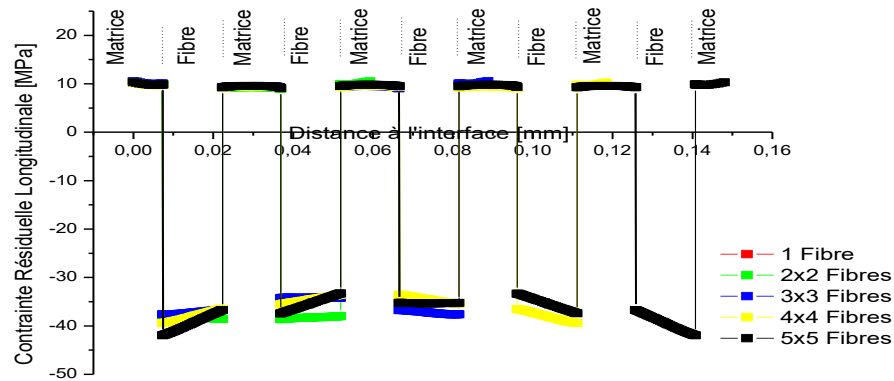


(a)



(b)

## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.



(c)

**Figure III. 6: Variation des contraintes résiduelles le long de la ligne P1 pour une configuration carrée en fonction du nombre de fibres. (a) contraintes radiales, (b) contraintes circonférentielles (c) contraintes longitudinales**

### ii. Cas d'une configuration hexagonale :

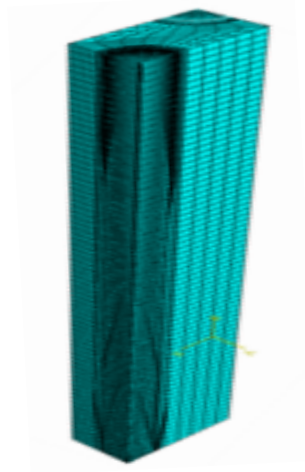
La même analyse que la précédente a été réeffectué sur des géométries hexagonales. Ainsi, comme représenté sur la figure II.3, quatre modèles de configuration hexagonale ont été utilisés pour le couple composite (Verre / Epoxy). Le type du maillage ainsi et les conditions aux limites sont identiques à ceux du cas précédant. Le maillage des différents modèles de configuration hexagonales, avec le nombre total d'éléments, utilisés dans cette étude est illustré sur la figure III.7.

(a)

35550 éléments



(b) 45200 éléments



(c) 117600 éléments



(d) 542400 éléments



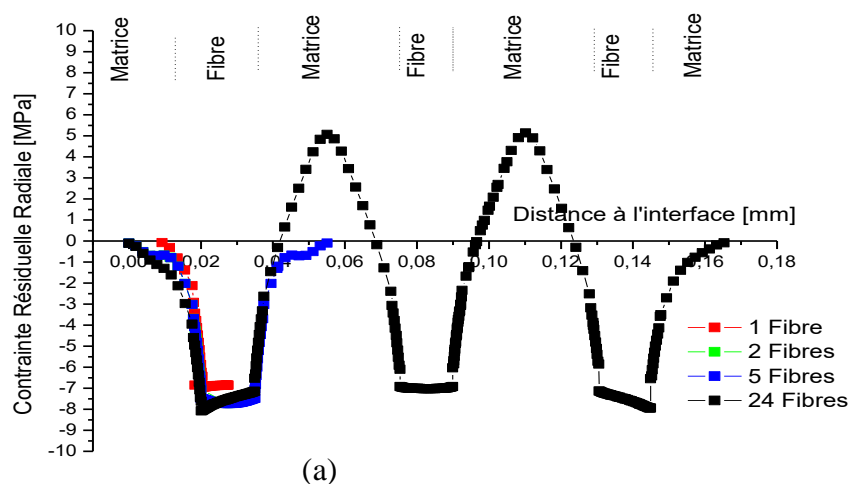
Figure III. 7: Maillage des différents modèles de configuration hexagonale utilisés dans cette étude  
(a) 1 fibre, (b) 2 fibre, (c) 5 fibres, (d) 24 fibres.

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

Les variations des contraintes radiales, circonférentielles et axiales en fonction de la nature du modèle hexagonal, du nombre des fibres et de la distance par rapport à l'interface sont représentées sur les figure III.8(a)-(c). Ces figures montrent clairement, que comparativement aux modèles carrés, les modèles en forme hexagonale résultent des contraintes internes moins intenses. Ces contraintes varient très peu en fonction du nombre de fibres comme le montre ces figures. Ce comportement est essentiellement dû aux effets d'interaction des champs de contraintes thermique résiduelles induites dans la matrice.

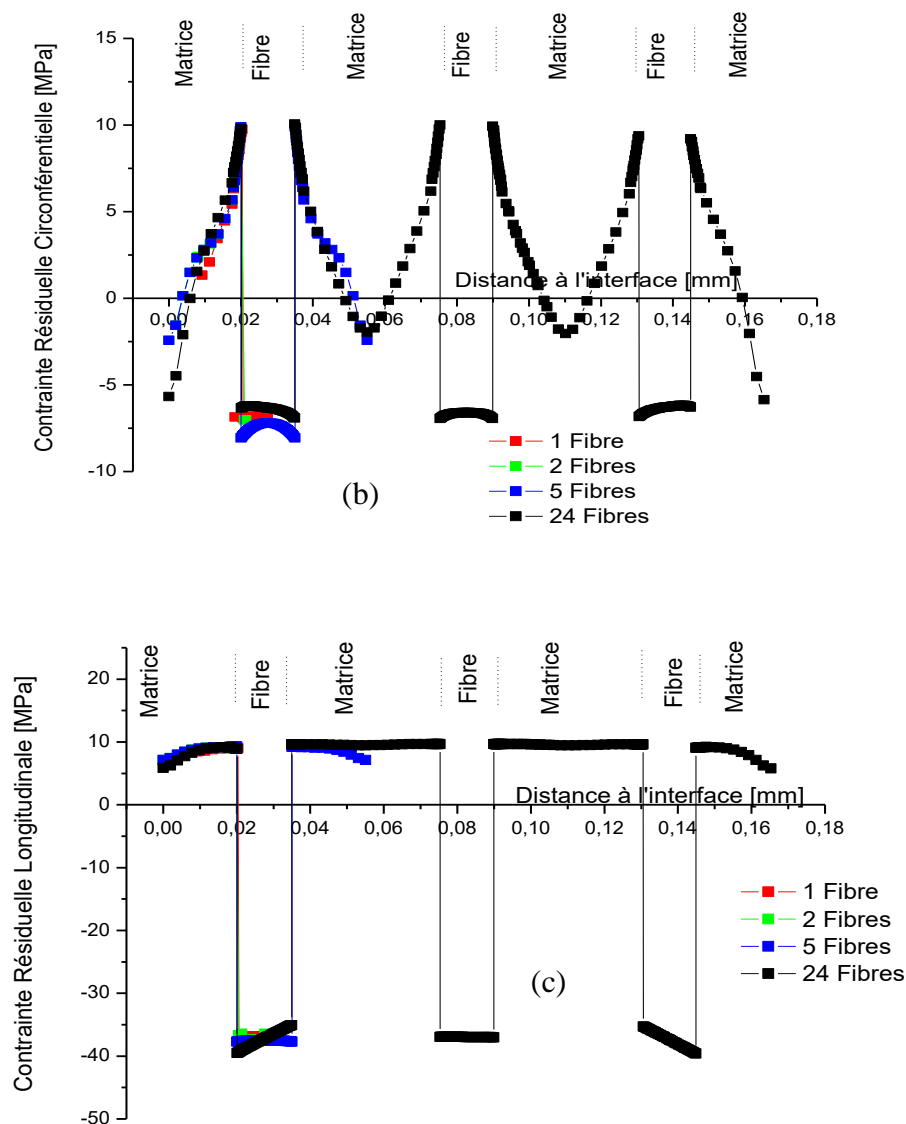
D'après les résultats obtenus dans cette partie du travail, les contraintes thermiques résiduelles, induites dans un composite unidirectionnel à fibres longues lors de son élaboration, peuvent être analysées à partir de modèles élémentaires uni-filamentaires de configuration cylindrique, carrée ou hexagonale.

Par ailleurs, en comparant les résultats obtenus à partir des différentes cellules élémentaires, il paraît évident que le volume élémentaire représentatif de configuration cylindrique avec les conditions aux limites appropriées est capable de décrire l'aspect macroscopique des contraintes thermiques résiduelles dans un composite fibreux, ce qui justifie le choix de ce volume utilisé pour l'analyse de ces contraintes internes dans cette étude. Nos résultats sont en accord avec la littérature [1].





## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.



**Figure III. 8: Variation des contraintes résiduelles le long de la ligne P1 pour une configuration Hexagonale en fonction du nombre de fibres. (a) contraintes radiales, (b) contraintes circonférentielles (c) contraintes longitudinales**

### III.1.2 Aspect des Contraintes Résiduelles

Le champ des contraintes thermiques résiduelles dans un composite soumis à un chargement thermomécanique telle que celui étudié ci-après est tridimensionnel [2]. En effet, ce champ se divise en 3 composantes principales, et 3 composantes tangentielles.



### **Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.**

---

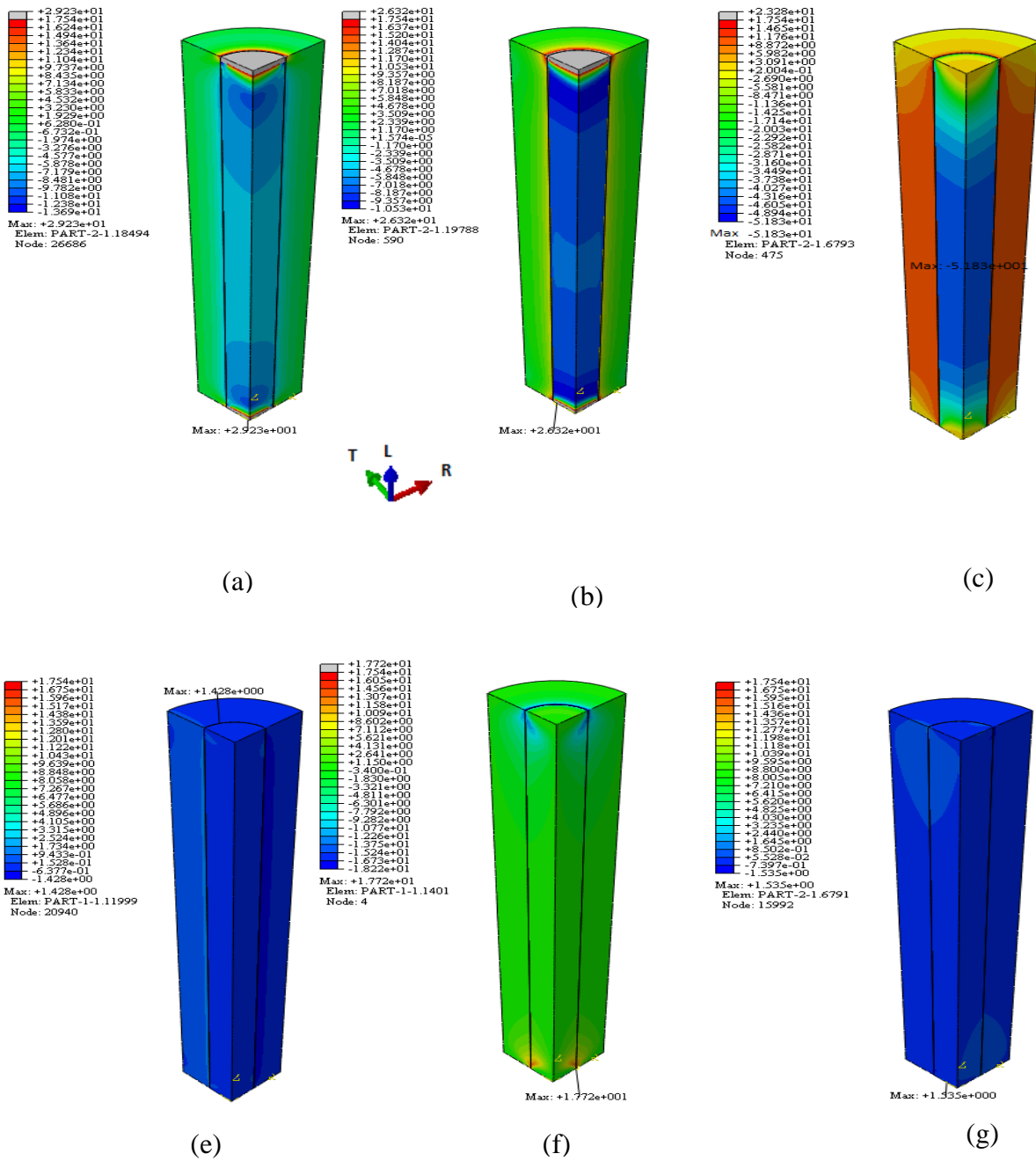
La distribution de contraintes radiales, circonférentielles et longitudinales relatives aux axes principaux d'un repère cylindrique, engendrées dans un couple composite  $C_f$ /Epoxy<sub>m</sub>, a été analysé par la méthode des éléments finis. Il est à noter que les propriétés mécaniques et physiques de la fibre en Carbone sont regroupées dans le tableau II.7.

Un maillage optimal constitué d'un nombre total égal à 76200 éléments a été utilisé pour cette étude. Par ailleurs, le maillage a été raffiné dans les régions jugées critiques de discontinuité (interface) où l'on prévoit de fortes intensités des contraintes résiduelles d'origine thermique (Fig.II.5). Cette figure montre également les segments P1 et P2 représentant les lignes où les contraintes ont été prélevées.

Les résultats obtenus sont illustrés sur les figures III.9 (a), (b) et (c). Ces dernières montrent que ces contraintes internes ne sont pas réparties de façon homogène, non seulement entre les deux constituants, mais également au sein du constituant lui-même. En outre, les figures III.9 (a) et (b) indiquent que les contraintes radiales  $\sigma_r$  et circonférentielles  $\sigma_T$  prennent un niveau relativement élevé avec des maximums enregistrés à l'interface fibre/Matrice au niveau du bord de la cellule. Cependant, la figure III.9 (c) enseigne que les contraintes les plus intenses sont celles mesurées le long de la direction longitudinale  $\sigma_L$ , avec un pic à l'interface au centre de la cellule (P01). Par ailleurs, ces résultats montrent que l'interface entre la fibre et la matrice est la zone la plus fortement mécaniquement sollicitée par ces contraintes. Loin de cette interface ces contraintes baissent d'intensité.

Les contraintes thermiques résiduelles tangentiels relatives aux différents plans du repère cylindrique ont été également reportées sur les figures III.9 (d), (e) et (f). Ces dernières dévoilent que les contraintes internes tangentiels, prennent des niveaux beaucoup plus faibles que celles enregistrées dans les axes principaux (radiales, circonférentielles et longitudinales). Par ailleurs, ces figures indiquent, également, que les contraintes tangentiels atteignent leur plus forte amplitude au bord de la structure à l'interface.

## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.



**Figure III. 9: Distribution des contraintes thermiques résiduelles. (a) : contraintes radiales  $\sigma_r$ , (b) contraintes circonférentielles  $\sigma_t$  (c) contraintes longitudinales  $\sigma_L$ , (d) contraintes tangentielles  $\sigma_{RT}$ , (e) contraintes tangentielles  $\sigma_{RL}$ , (f) contraintes tangentielles  $\sigma_{TL}$ , (g) contraintes tangentielles  $\sigma_{RT}$ .**

Pour une meilleure illustration du comportement mécanique du composite soumis à des contraintes résiduelles, la distribution des contraintes a été analysée de la fibre vers la matrice, suivant les lignes notées ici par P1 et P2 (Fig.II.5). Les résultats de cette analyse sont représentés sur les figures III.10 (a), (b) et (c).

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

---

La figure III.10 (a), illustre la variation de la contrainte radiale en fonction de la distance à la surface. Au centre (P01), la contrainte radiale met tout le matériau composite en compression. Nous remarquons que ces contraintes augmentent progressivement dans la matrice pour atteindre un maximum au voisinage proche de l'interface fibre/matrice, puis se stabilisent dans la fibre mais restent très intenses. Au bord (P02), la contrainte radiale change de signe et atteint une très forte intensité dans la fibre. La contrainte radiale perd sensiblement en intensité loin de l'interface et ceci quel que soit la zone de mesure (centre ou bord). Cette observation est expliquée par la faible énergie de liaison qui caractérise cette zone.

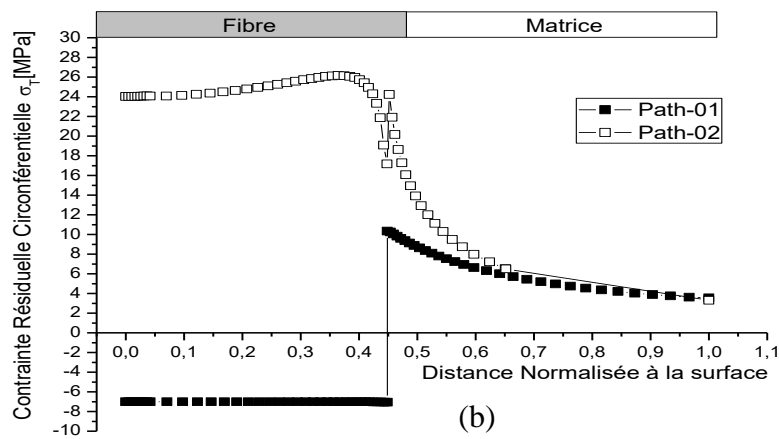
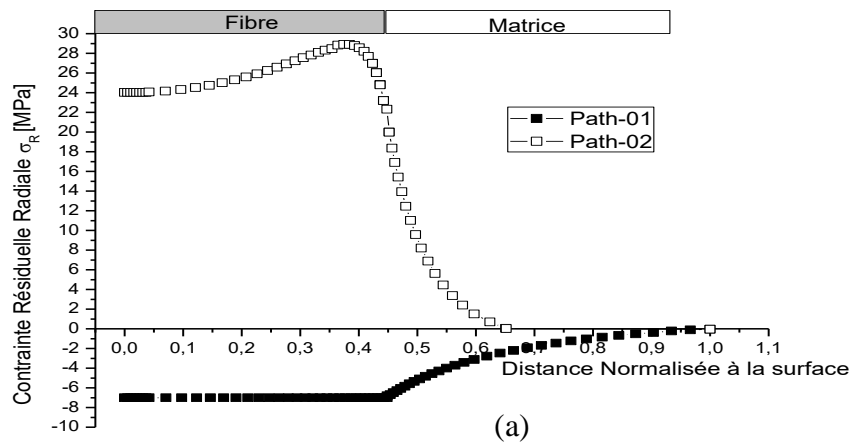
La figure III.10 (b), représente la variation de la contrainte circonférentielle en fonction de la distance à la surface libre de la matrice. Nous remarquons que suivant cette configuration, la fibre est en compression et la matrice en traction. Ce comportement est dû à la vitesse de refroidissement qui est plus grande dans la matrice comparée à la fibre ( $\alpha_{\text{matrice}} > \alpha_{\text{fibre}}$ ). L'interface du côté de la matrice est soumise à une forte tension circonférentielle, principalement au bord. Associé à des défauts de compaction cette contrainte provoque généralement des fissures radiales dans la matrice, ce qui peut nuire considérablement au matériau. De l'autre côté et dans la fibre, cette contrainte est plus intense que dans la matrice. Son amplitude est du même niveau que celle radiale, et reste quasiment invariable quelle qu'en soit la distance interface-fibre.

Le niveau et la distribution des contraintes internes le long de l'interface fibre matrice suivant l'axe z ont été analysés (fig. III.10 (c)). Cette figure montre, qu'au voisinage proche de l'interface, la matrice est sujette à une traction longitudinale, tandis que la fibre est en compression ( $\alpha_{\text{matrice}} > \alpha_{\text{fibre}}$ ). Ce comportement, est nettement plus marqué au voisinage proche de l'interface. Par ailleurs, l'analyse de la figure révèle, aussi, que la fibre est soumise à des contraintes de compression de très forte intensité, d'environ 4 fois plus élevée que celles engendrées dans la matrice au centre du matériau. Le déchaussement de la fibre au bord (P02), entraîne une chute en intensité de cette contrainte, qui se relâche complètement en s'éloignant de l'interface. De par leurs fortes intensités, les contraintes longitudinales ajoutées aux contraintes de mise en service peuvent conduire à la ruine par rupture adhésive ou cohésive de l'interface.

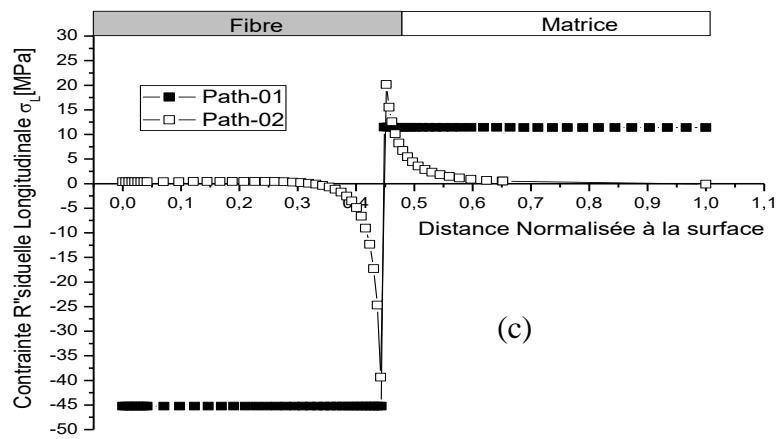
Pour compléter cette étude, nous avons analysé le niveau et la distribution des contraintes résiduelles de cisaillement dans les plans RT, RZ, et TZ, les résultats ainsi obtenus sont illustrés respectivement sur les figures III.2. (d), (e) et (f). Nous remarquons que ces contraintes sont négligeables et ne présentent aucun risque d'endommagement pour le

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

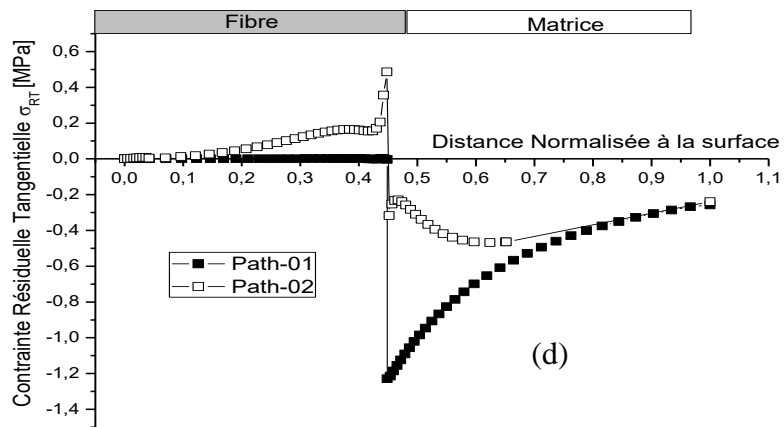
matériau composite. Les fortes contraintes obtenues dans le plan RZ et dans la position P02 au voisinage proche de l'interface fibre/matrice sont dues à leur mauvaise jonction. De ce fait, pour ce qui suit, l'analyse des contraintes résiduelles a été retenue uniquement pour les contraintes thermiques normales aux axes principaux, à savoir radiales, circonférentielles et longitudinales.



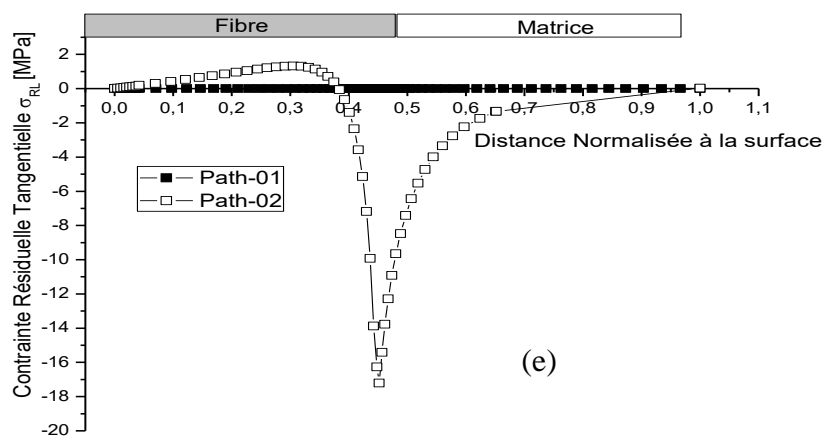
# Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.



(c)



(d)



(e)

## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

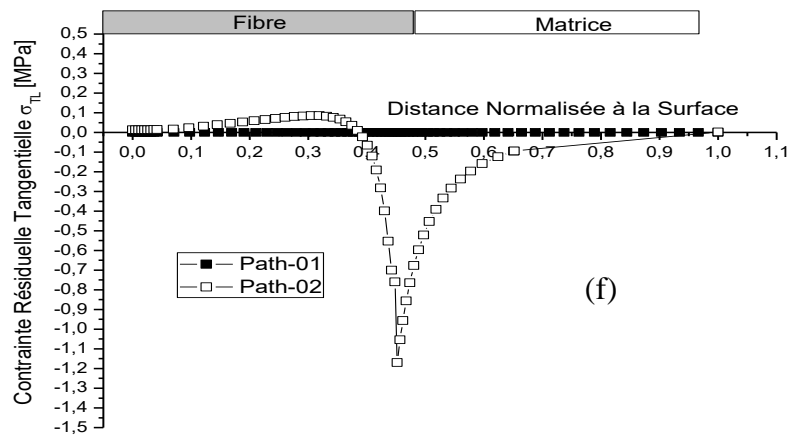


Figure III. 10: Variation des contraintes résiduelles le long des lignes P1 et P2 en fonction de la distance par rapport à l'interface. (a) : contrainte radiale, (b) contrainte circonférentielle (c) contrainte longitudinale, (d) contrainte tangentielle  $\sigma_{RT}$ , (e) contrainte tangentielle  $\sigma_{RL}$ , (f) contrainte tangentielle  $\sigma_{TL}$ ,

Les résultats obtenus dans cette partie du travail montrent que l'élaboration des composites à des températures relativement élevées engendre, à l'interface entre la fibre et la matrice des contraintes résiduelles d'origine thermique. Ces dernières fortement concentrées au voisinage très proche de l'interface peuvent modifier le comportement mécanique des composites sollicités mécaniquement. En effet, ajoutées aux contraintes de mise en service, ces contraintes peuvent conduire à l'endommagement du composite par rupture de la matrice, de la fibre ou par décollement interfaciale.

### III.1.3 Effet de la Température d'Elaboration

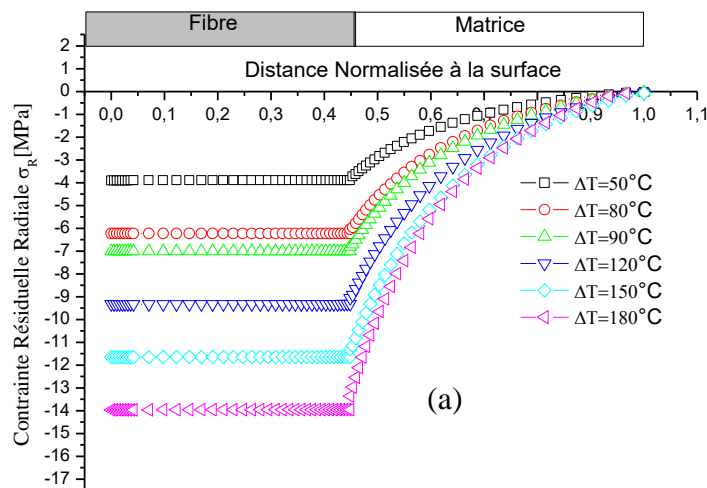
Les composites sont élaborés à des températures élevées. Le refroidissement de ces températures à la température ambiante associé à la différence des coefficients de dilatation thermique entre la matrice et celui de la fibre résulte en des contraintes résiduelles. Ainsi, le niveau de contraintes résiduelles dépend, entre autres, de cet écart de température. En effet, des précédentes études ont indiqué que l'intensité de ces contraintes est étroitement liée à cet écart [3, 4] ce qui permet de contrôler le risque des contraintes résiduelles qui se développent durant le processus d'élaboration, en maîtrisant le gradient de température optimal. En effet, le paramètre température détermine non seulement la qualité de l'adhésion mais également le niveau des contraintes internes d'origine thermique dans les jonctions de type bi-matériaux,

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

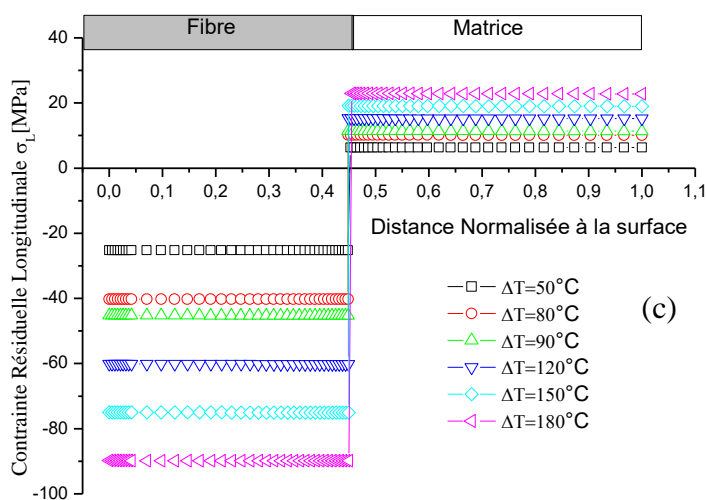
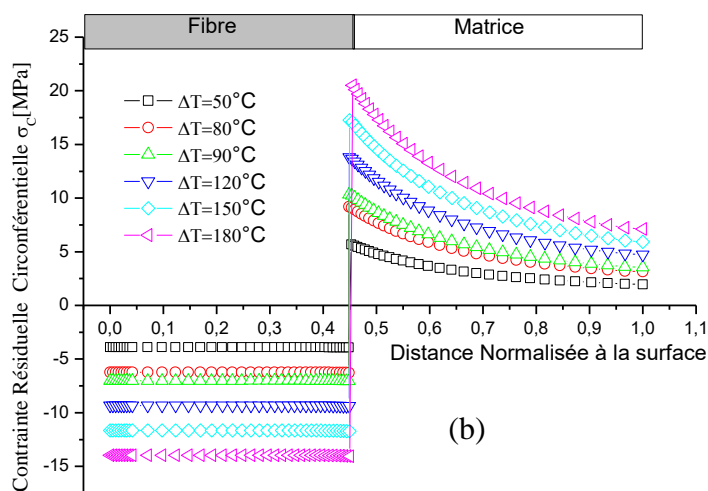
multi-matériaux et les matériaux composites. Ce paramètre conditionne l'écoulement plastique, voir visqueux de ces matériaux élaborés à des températures élevées.

L'effet de cette grandeur physique sur le comportement mécanique a été analysé le long de la ligne P1. Les résultats obtenus sont illustrés sur figures III.11 (a), III.11 (b) et III.11 (c). Ces dernières représentent la variation des contraintes résiduelles radiales, circonférentielles et longitudinales en fonction de la température d'élaboration du composite.

Les résultats montrent que la température d'élaboration détermine le niveau de ces contraintes. Une réduction de cette température conduit non seulement à une diminution de l'intensité des contraintes résiduelles, mais également à un raccourci du temps de mise en œuvre du composite, ce qui pourrait être un enjeu économique trop important. Toutefois, une basse température peut être insuffisante pour assurer un bon accrochage mécanique entre la fibre et la matrice. Ainsi, les jonctions produites sont faibles ce qui les rend incapables de satisfaire leurs applications prévues. Ainsi, la température d'élaboration doit être optimisée pour satisfaire un compromis entre un processus d'élaboration complet et un minimum de contraintes thermiques.



## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.



**Figure III. 11: Variation des contraintes résiduelles le long de la ligne P1 en fonction de la température d'élaboration. (a) contraintes radiales, (b) contraintes circonférentielles (c) contraintes longitudinales.**

### III.1.4 Effet de la fraction Volumique de la fibre

Un autre paramètre important dans l'analyse des contraintes thermiques résiduelles dans les matériaux composites en général et à matrice polymère en particulier est la fraction volumique de la fibre. En effet, contrairement aux configurations périodiques à savoir carrée et hexagonale, la configuration cylindrique suppose une répartition aléatoire des fibres dans la

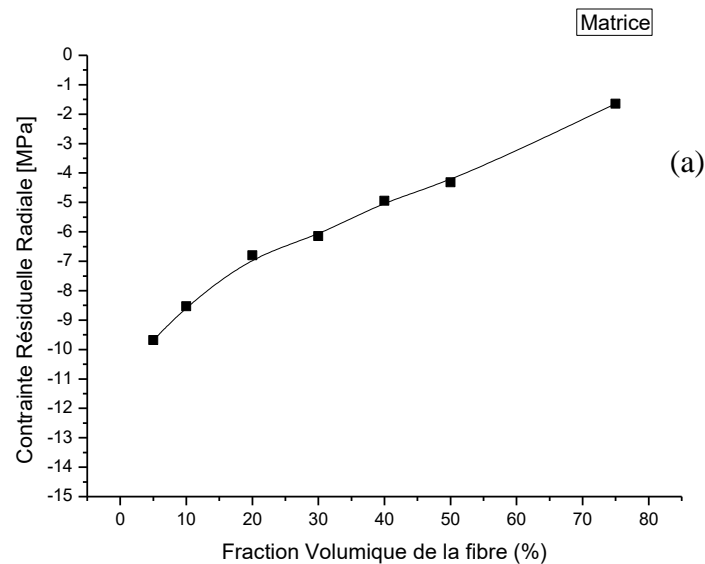


### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

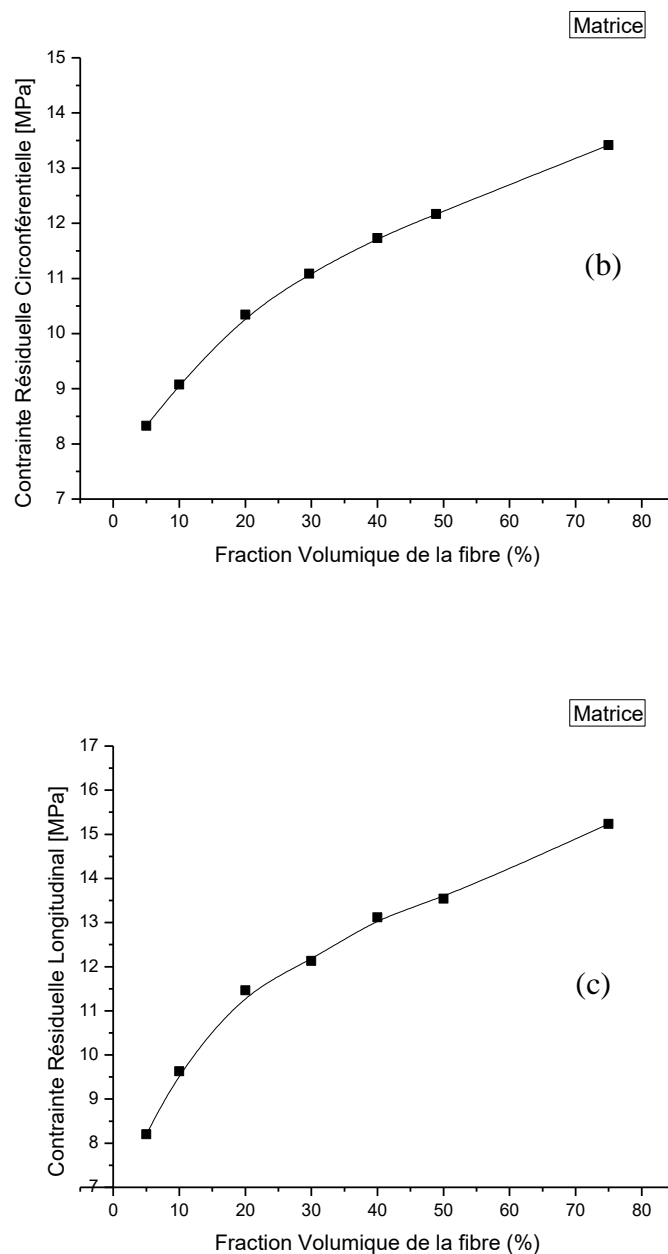
matrice, ce qui rend l'étude de la répartition de ces contraintes en fonction de la fraction volumique l'une des plus importantes.

En ce qui suit, une analyse par éléments finis a été menée sur le couple composite  $C_f$  / Epoxy avec différentes épaisseurs de la matrice afin de mettre en évidence l'effet de la fraction volumique de la fibre. Les différents paramètres relatifs à la simulation, à savoir le type de maillage, les conditions aux limites, sont les mêmes que pour les cas précédents.

Les figures III.12(a)-(c), illustrent la variation des contraintes résiduelles radiales, circonférentielles et longitudinales maximales induites dans la matrice Epoxy à l'interface et au centre de la cellule élémentaire, en fonction de la fraction volumique de la fibre. L'analyse de ces figures montre que les contraintes internes, engendrées dans la matrice, sont étroitement liées à la fraction volumique de la fibre. En effet, à partir de ces figures nous pouvons clairement constater, qu'à l'exception des contraintes radiales, le niveau des contraintes résiduelles varie proportionnellement avec une pente presque linéaire à la fraction volumique de la fibre. Les contraintes radiales, quant à elles, diminuent en valeurs absolue avec l'augmentation de la fraction volumique de la fibre. Ces observations se traduisent en pratique par une sensibilité de ces contraintes à une faible épaisseur de la matrice.



### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

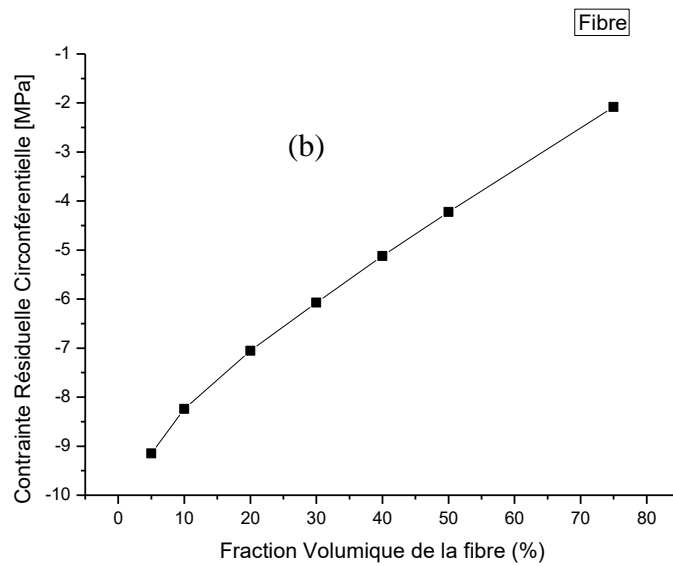
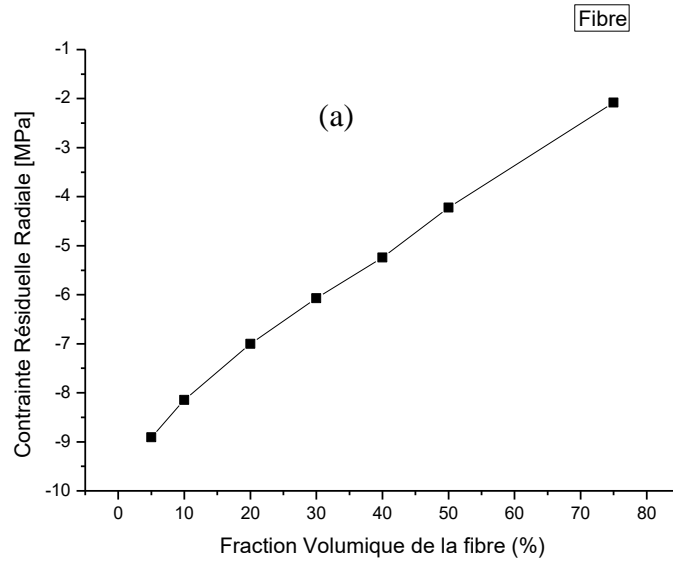


**Figure III. 12: Variation des contraintes résiduelles dans la matrice le long de la ligne P1 en fonction de la fraction Volumique de la fibre. (a) contraintes radiales, (b) contraintes circonférentielles (c) contraintes longitudinales.**

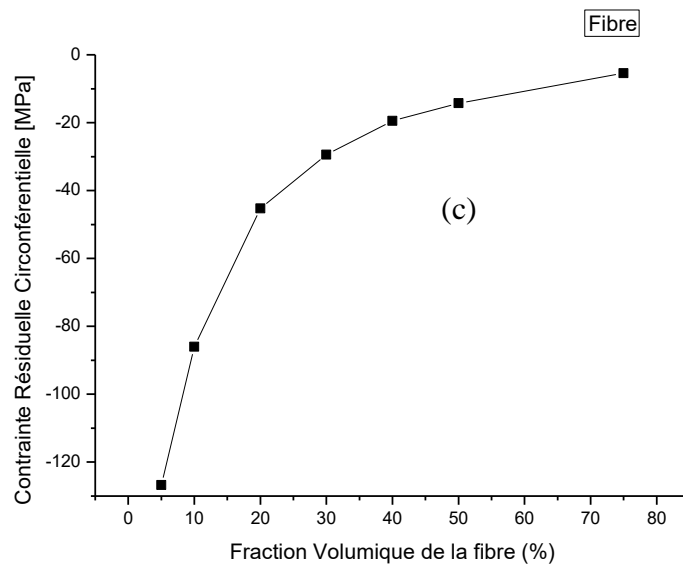
Les figures III.13(a)-(c) illustrent la variation des contraintes résiduelles radiales, circonférentielles et longitudinales maximales induites dans la fibre en carbone, en fonction de la fraction volumique de la fibre. Contrairement au cas précédent, les contraintes résiduelles dans la fibre diminuent en intensité en fonction de l'augmentation de la fraction volumique de la fibre. Par ailleurs, l'analyse de la variation de la contrainte longitudinale en fonction de la fraction volumique de la fibre (figure III.13.c) permet d'identifier une valeur critique de cette dernière, égale à 20% au-dessous de laquelle le niveau de ces contraintes

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

croît fortement. Cette variation est définie par une variation de la pente à la courbe  $d\sigma = f$  (fraction volumique) à partir de cette valeur critique, l'augmentation de cette pente est caractéristique de ce comportement.



## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.



**Figure III. 13: Variation des contraintes résiduelles dans la fibre le long de la ligne P1 en fonction de la fraction Volumique de la fibre. (a) contraintes radiales, (b) contraintes circconférentielles (c) contraintes longitudinales.**

### III.1.5 Effet d'une Interphase en Nickel

Les performances mécaniques des matériaux composites dépendent fortement de la nature des liaisons interfaciales. En effet, Cette classe des matériaux est généralement connue pour présenter une décohésion interfaciale en tant que mécanisme de fracture dominant. Une solution technique pour augmenter la tolérance à l'endommagement est de dissiper l'énergie de la fissure au lieu de s'efforcer de l'éviter. Ainsi, l'idée est d'interposer une troisième phase métallique. Toutefois, il est évident que l'utilisation d'une fibre revêtue modifie le champ des contraintes résiduelles thermiques dans le composite comparé à celui d'une fibre nue. Dans le cadre de notre étude, il est très intéressant de mettre en évidence l'effet d'une troisième phase. L'étude que nous proposons est une simulation, par éléments finis, du refroidissement du même composite précédemment étudié, à savoir une matrice en Epoxy renforcée par des fibres en carbone, à la seule différence que les fibres dans cette partie sont revêtues avec une couche de nickel de  $0.5 \mu\text{m}$ . Les autres paramètres de simulation ( $\Delta T$ , condition aux limites, matériaux de la matrice et de la fibre) sont les mêmes considérés pour les cas précédents. Les propriétés thermomécaniques de l'interphase utilisées dans la simulation sont regroupées dans le tableau II.10. Le maillage typique de la structure avec revêtement est illustré figure II.5 (b), avec un nombre d'éléments égale à 138600.

### **Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.**

---

Par ailleurs, il est à noter que le nickelage des fibres est effectué, généralement, par PVD ou CVD, c.-à-d. à des températures relativement basses [5] ; ceci nous permet d'exclure toute probabilité de préexistence de contraintes résiduelles dans la fibre.

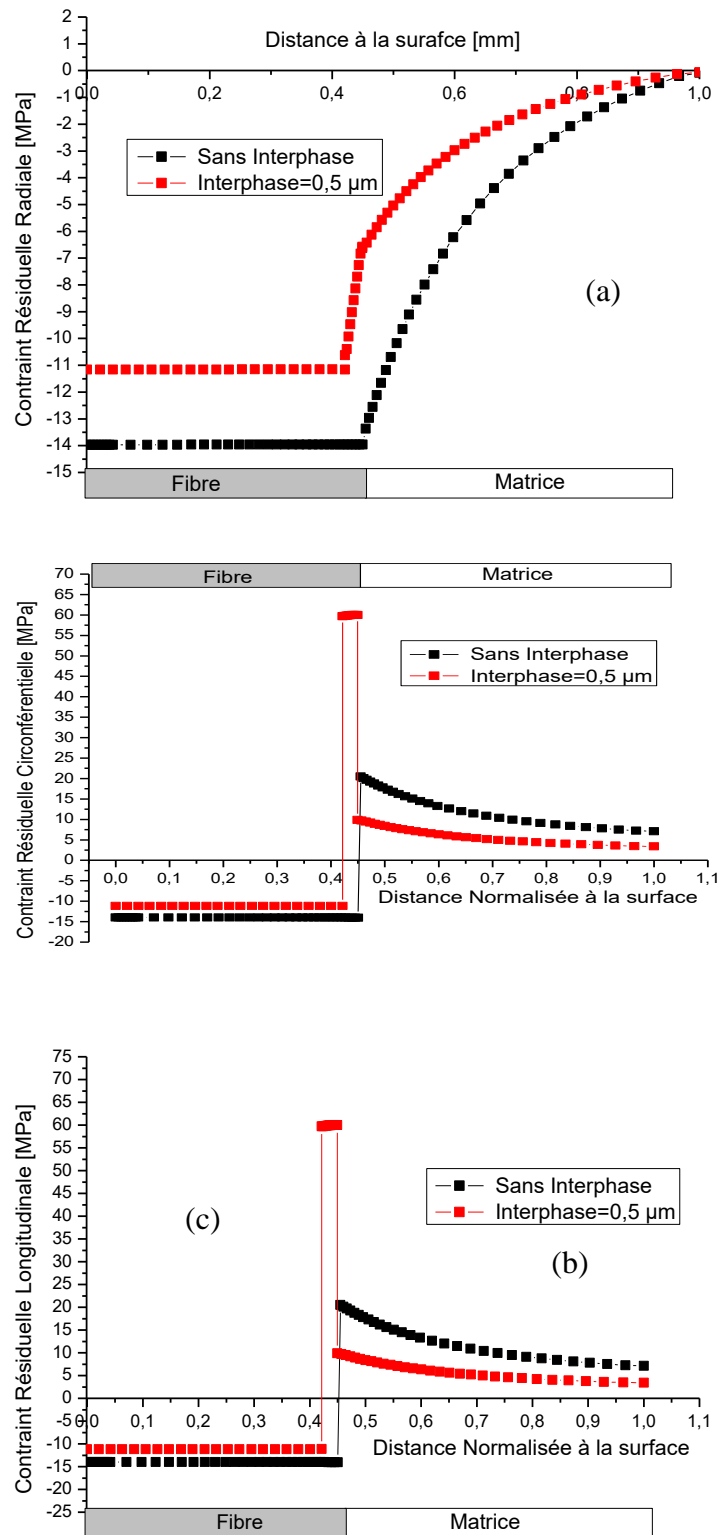
Les réponses thermomécaniques au cycle d'élaboration d'un composite avec des fibres non-revêtues et celle d'un composite avec des fibres revêtues sont illustrées dans les figures III.14. Ces figures rapportent la variation des contraintes relatives aux axes principaux (radiales, circonférentielles et longitudinales) en fonction de la distance fibre/matrice à la surface de la structure relative à la position (P01).

A partir de la figure III.14 (a), nous remarquons que la contrainte thermique résiduelle radiale, comprime à la fois la matrice et la fibre, renforçant ainsi leur cohésion à l'interface. Les contraintes circonférentielles (Fig. III.14.b), par contre, mettent la matrice en traction et la fibre en compression. Ce comportement est également observé dans le cas des contraintes longitudinales (Fig. III.14.c). Rappelons que les contraintes tangentielles sont relativement faibles d'intensité, et n'ont pas été illustrées dans cette étude. Par ailleurs, l'analyse de ces figures montre qu'en l'absence de revêtement les contraintes principales (radiales, circonférentielles et longitudinales) générées dans la fibre et la matrice sont d'un niveau plus élevé que celles engendrées en présence d'une phase d'interposition. L'interphase, par contre, se voit imposer une forte intensité des contraintes résiduelles comparée aux autres composants du composite (fibre et matrice).

La présence du Nickel comme métal d'interposition entre la matrice et la fibre, permet de relaxer les contraintes résiduelles non seulement dans la matrice mais également dans la fibre carbone. Cette relaxation peut être expliquée par une dissipation énergétique sous forme de plastification du nickel. Par ailleurs, la forte intensité des contraintes résiduelles enregistrée à l'interphase Nickel est due à sa faible épaisseur.

En conclusion, le revêtement contribue à la relaxation des contraintes résiduelles. Ainsi, comparativement à un composite renforcé par des fibres en Carbone nues, celui doté d'interphases en nickel présente un risque de fissuration matricielle moins important.

## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.



**Figure III. 14:** Variation des contraintes résiduelles le long de la ligne P1 pour le cas d'un composite avec interphase en Nickel et celui sans interphase. (a) contraintes radiales, (b) contraintes circonférentielles (c) contraintes longitudinales.

## **Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.**

---

### **III.2 CAS DES COMPOSITES A MATRICE METALLIQUE : CONTRAINTES RESIDUELLES VS. LE COMPORTEMENT MECANIQUE DE LA MATRICE :**

Si les contraintes internes, développées pendant le processus d'élaboration du composite, dépassent localement la contrainte de limite élastique de la matrice il en résulte une plastification de ce constituant. Cette dernière s'accompagne par l'apparition d'une forte densité de dislocation dans la matrice au voisinage très proche de l'interface [6-8]. L'énergie mécanique sera emmagasinée dans la matrice sous forme de défauts linéaires (dislocations).

L'objectif de cette partie du travail est d'analyser, par la méthode des éléments finis, l'effet de l'activation thermique de la plastification, autrement dit le comportement viscoplastique de la matrice des composites à matrices métalliques (CMM) sur le niveau des contraintes résiduelles. Pour ce faire, le comportement mécanique du composite en alliage d'Aluminium renforcé par des fibres d'Alumine (Al/ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) a été analysé.

La modalisation a été établie avec les mêmes considérations que celles prises pour les précédentes simulations. Les propriétés mécaniques et physiques de la matrice dépendent fortement de la température comme le montre le tableau II.3, tandis que les propriétés de la fibre varient légèrement dans la plage de température utilisée (tableau II.6). Ce composite a été élaboré à une température de 450°C.

Afin de mettre en évidence l'effet du comportement de la matrice sur l'amplitude des contraintes résiduelles d'origine thermique, la démarche adoptée est d'étudier les différentes contraintes thermiques résiduelles résultant des différents cas (comportement élastique, élastoplastique et viscoplastique) et ensuite tracer une comparaison.

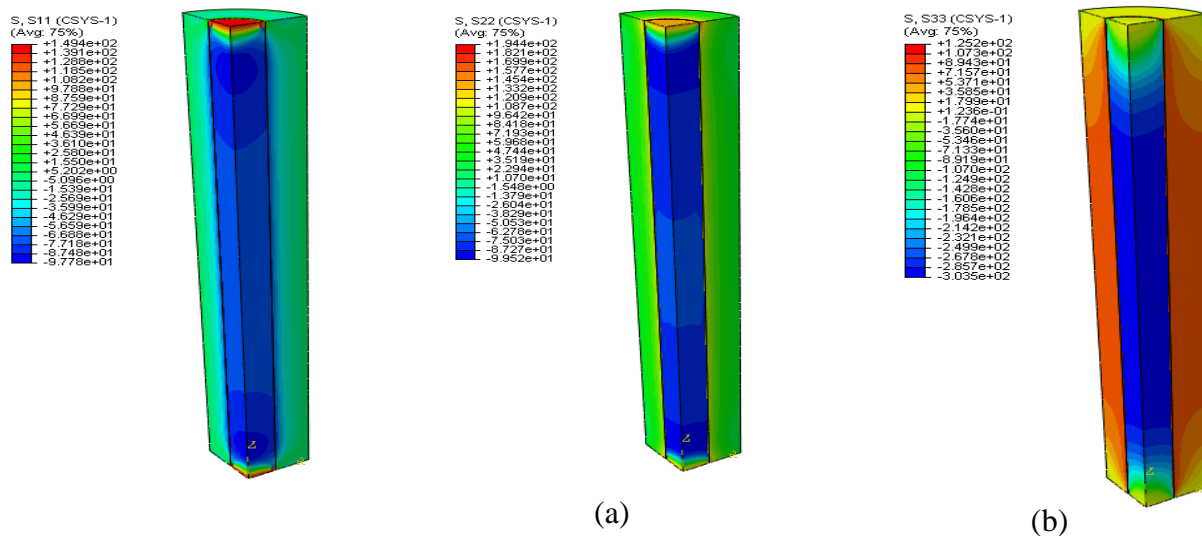
#### **III.2.1.1 Comportement élastique de la matrice :**

Dans cette analyse, la matrice est supposée parfaitement élastique linéaire isotrope en absence totale de toute déformation plastique quel que soit sa nature. Une telle matrice est renforcée, à par des fibres avec un comportement mécanique similaire. Il en résulte des contraintes résiduelles dans ces deux constituants.

L'analyse de ces contraintes est représentée sur les figures III.15 (a, b et c). Ces dernières illustrent les distributions tridimensionnelles, dans les deux constituants du composite, des contraintes internes principales radiales, circonférentielles et longitudinales. L'analyse de cette figure montre, que l'approche élastique, résulte en des contraintes d'un niveau trop important. En effet, l'amplitude des contraintes résiduelles locales dépasse largement la contrainte de

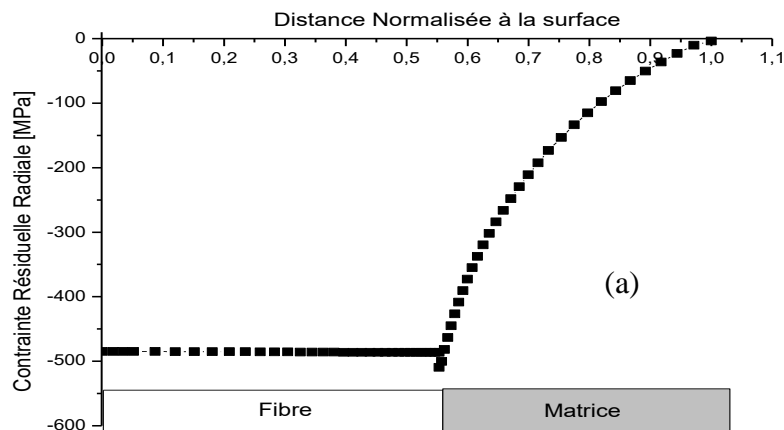
## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

limite élastique. Il est tout à fait clair qu'un tel niveau engendre localement une plastification de la matrice aluminium.



**Figure III. 15: Distribution des contraintes thermiques résiduelles pour le cas d'une matrice métallique élastique. (a) : contrainte radiale, (b) contrainte circonférentielle (c) contrainte longitudinale.**

Pour une meilleure illustration ; sur les figures III.16, (a), (b) et (c) sont représentées les variations des contraintes thermiques résiduelles radiales, circonférentielles et longitudinales, respectivement, le long d'une ligne centrale (P1). L'analyse de ces figures montre que les niveaux de ces contraintes atteignent des valeurs importantes dont les plus intenses sont relevées dans la direction longitudinale. Ces contraintes, fortement concentrées à l'interface fibre-matrice, sont d'une intensité beaucoup plus élevée que la limite d'écoulement de l'Aluminium.





## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

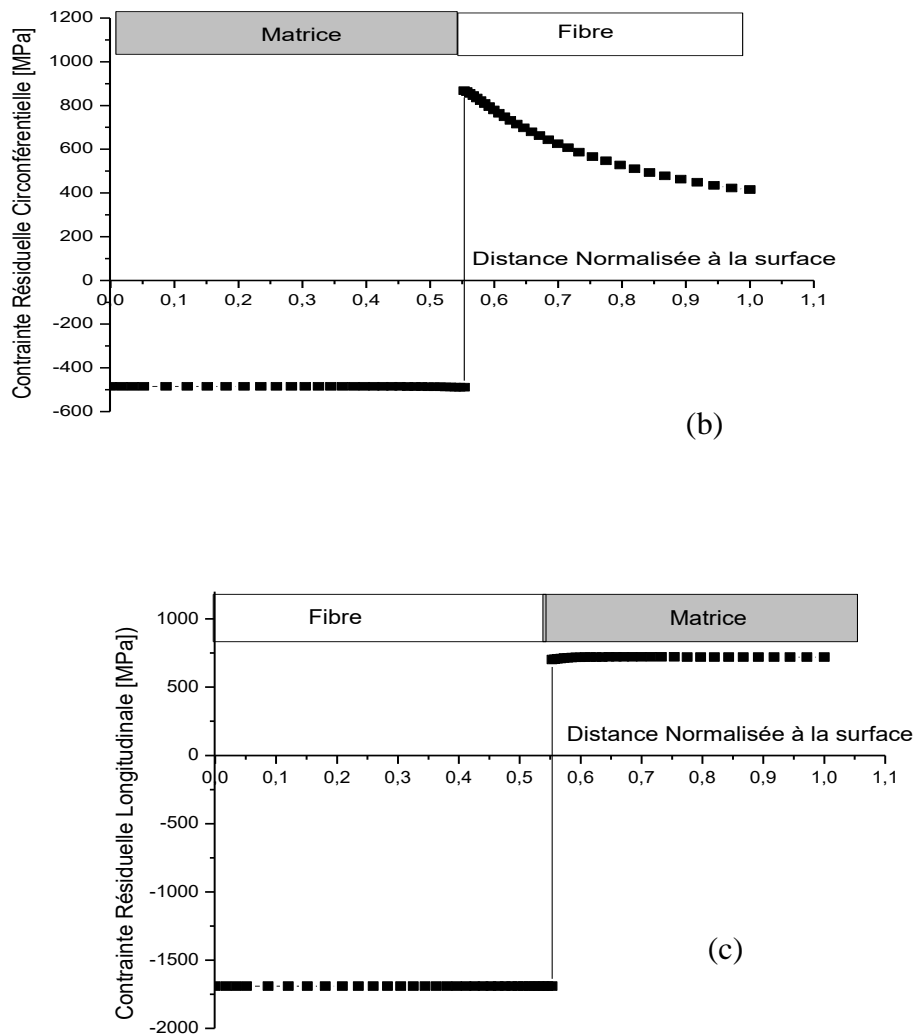


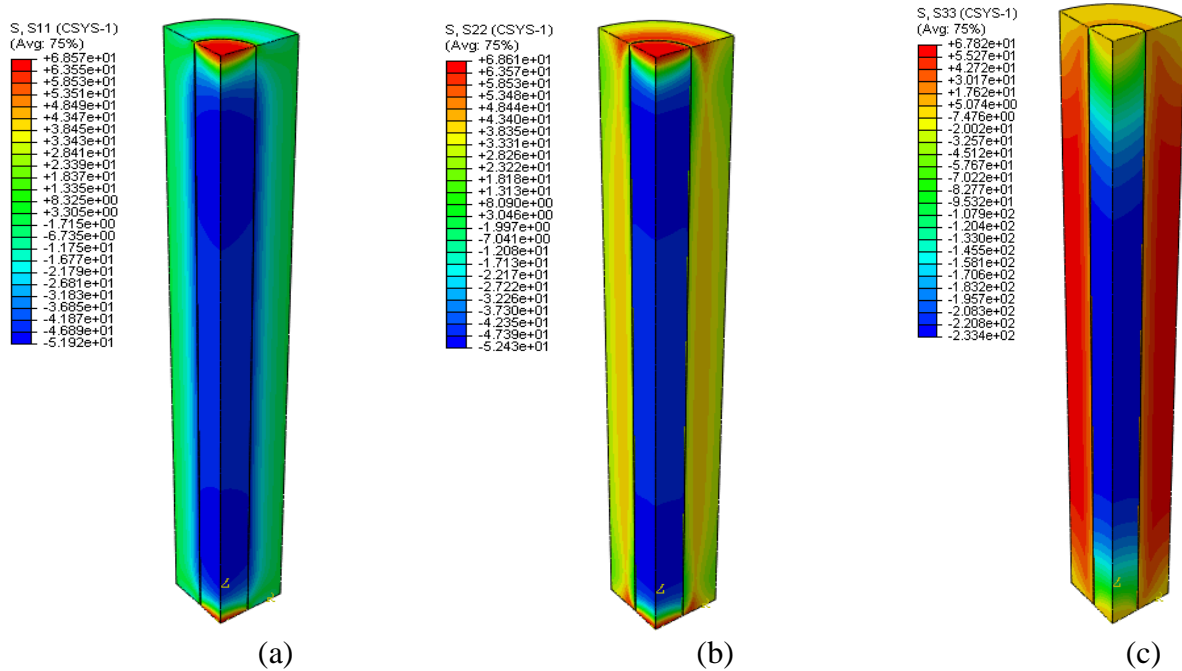
Figure III. 16: Variation des contraintes résiduelles pour le cas d'une matrice métallique élastique le long de la ligne P1 en fonction de la distance par rapport à l'interface. (a) : Contrainte radiale, (b) Contrainte circonférentielle (c) Contrainte longitudinale.

### III.2.1.2 Comportement Elasto-Plastique :

Dans cette partie du travail, la matrice est considérée avoir un comportement élasto-plastique, lui permettant de se déformer sous l'effet de sollicitations mécaniques (contraintes résiduelles). L'analyse de l'effet de cette plastification sur le niveau des contraintes résiduelles, engendrées dans la matrice, est illustrée sur les figures III.17 (a), (b) et (c). Ces figures montrent la répartition des contraintes résiduelles principales radiales, circonférentielles et longitudinales dans la matrice Aluminium et la fibre Alumine par rapport à la ligne P1.

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

L'étude de ces figures indique clairement que la déformation plastique de la matrice engendre une forte relaxation de ces contraintes. Ce comportement s'explique directement par une forte dissipation de l'énergie mécanique résiduelle sous forme de déformation plastique.



**Figure III. 17: Distribution des contraintes thermiques résiduelles pour le cas d'une matrice métallique Elastoplastique. (a) contrainte radiale, (b) contrainte circonférentielle (c) contrainte longitudinale.**

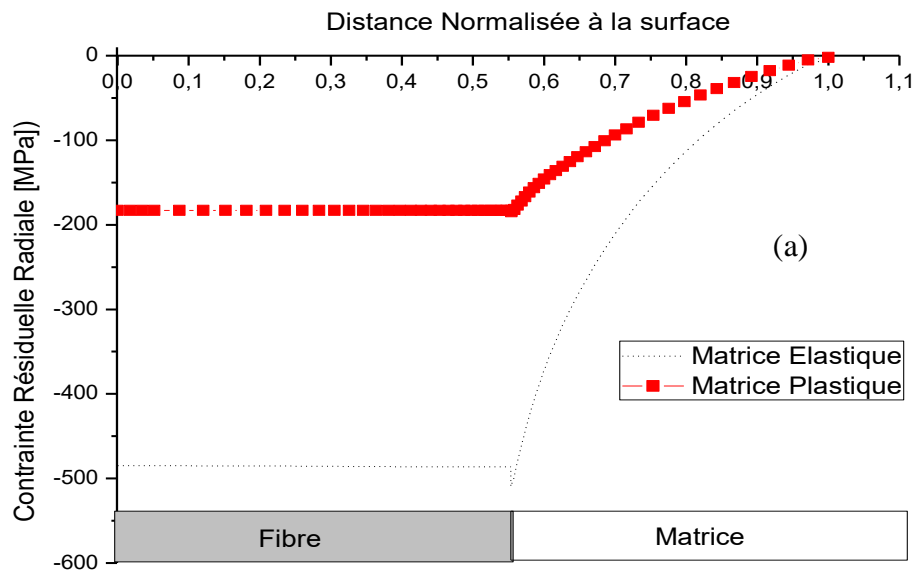
Dans le but de mettre en évidence l'effet de la plasticité de la matrice, une étude comparative des résultats obtenus à partir d'une approche élastique et de ceux résultant d'un comportement élastique-plastique a été menée. Les résultats ainsi obtenus sont indiqués sur les figures III.18, (a), (b) et (c). Ces résultats montrent clairement que la plastification de la matrice Aluminium entraîne une chute considérable des contraintes résiduelles normales. En effet, les contraintes résultant d'une approche purement élastique sont d'un niveau très surestimé. La réponse du modèle élastique-plastique au processus de refroidissement se traduit par un niveau de contraintes beaucoup plus bas. Notons, que la réduction des contraintes résiduelles, dues à la déformation plastique de la matrice, ne concerne pas uniquement la matrice, mais également la fibre qui paraît relaxée par ce mécanisme.

Une forte proportion des contraintes internes d'origine thermique est emmagasinée dans la matrice Aluminium sous forme de dislocations. Ce stockage d'énergie mécanique est le résultat d'une déformation plastique locale au voisinage proche de l'interface avec la fibre. Ce

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

qui conduit à une relaxation de ces contraintes dans la matrice et par conséquent dans le matériau de renfort.

L'approche Elasto-plastique paraît plus réaliste que l'approche élastique par le fait qu'elle tient en compte du mécanisme de la déformation plastique des composites et tout particulièrement de la matrice métallique. Toutefois cette approche reste limitée, car elle ne prend pas en considération les mécanismes de la déformation plastique à chaud de la matrice (fluage), phénomène prédominant à haute température (température d'élaboration du composite). Ainsi, il serait très intéressant d'évaluer les contraintes résiduelles sous une approche viscoplastique.



### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

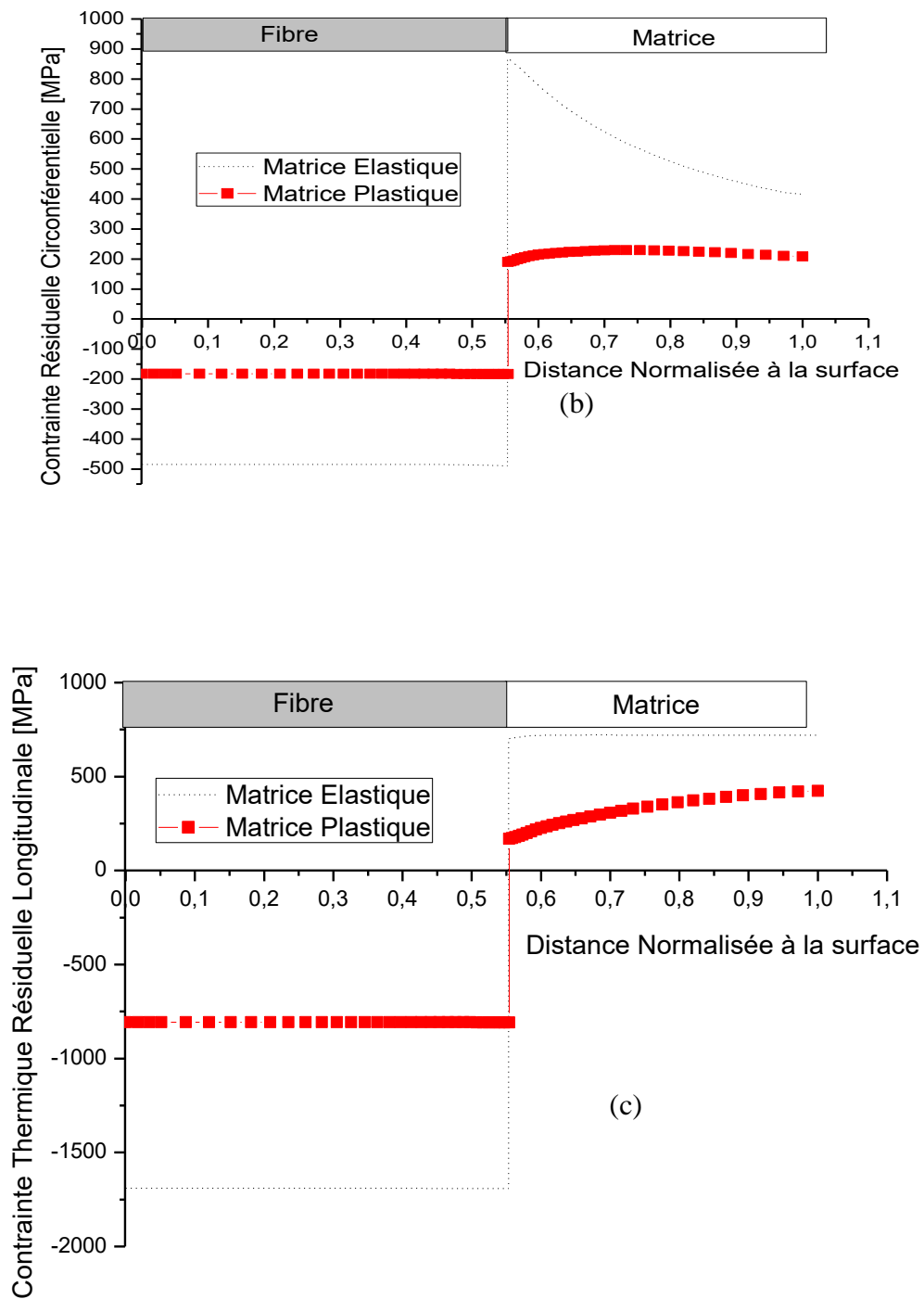


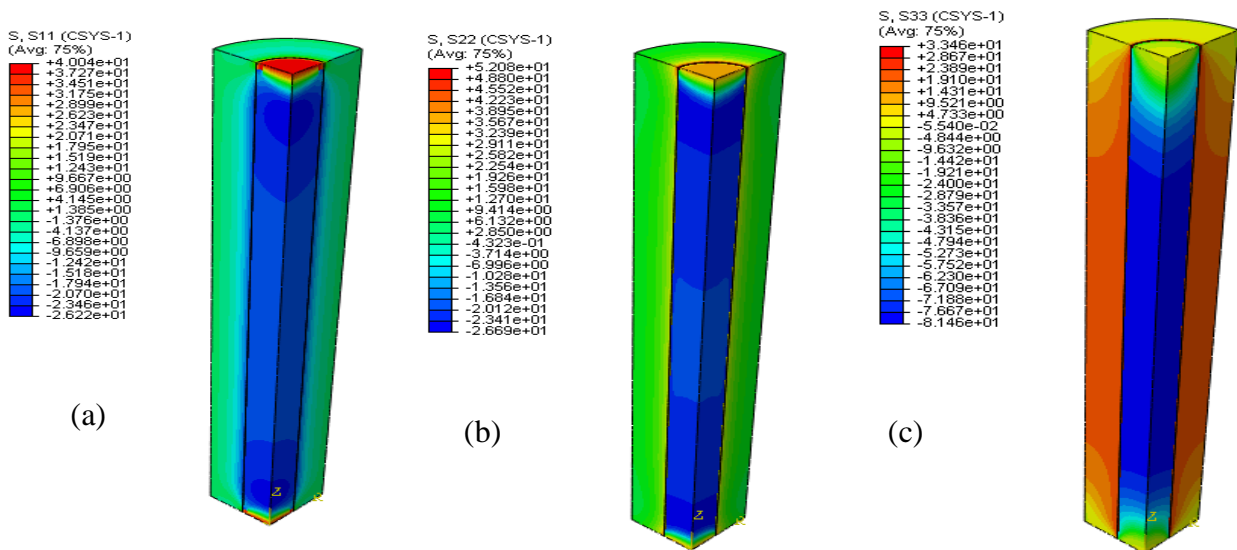
Figure III. 18: Variation des contraintes résiduelles pour le cas d'une matrice métallique élastique et élastoplastique le long de la ligne P1 en fonction de la distance par rapport à l'interface. (a) : contrainte radiale, (b) contrainte circonférentielle (c) contrainte longitudinale.

## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

### III.2.1.3 Comportement Viscoplastique :

Le comportement viscoplastique est considéré comme l'approche la plus réaliste et la plus fiable [9]. Rappelons que les composites sont élaborés à des températures relativement élevées. A ces températures la matrice métallique présente un comportement viscoplastique. Cette approche prend en considération l'effet de l'écoulement de la matière à cette température. Cet écoulement est gouverné par la diffusion atomique dans la matrice, phénomène thermiquement activé. Dans ce qui suit une analyse de l'effet du comportement viscoplastique sur le niveau des contraintes résiduelles engendrées dans la matrice Aluminium et la fibre Alumine est réalisée. Il est à souligner que les mêmes conditions de simulation que celles utilisées précédemment ont été retenues pour cette étude.

Les contraintes résiduelles normales développées dans la cellule élémentaire sont représentées sur les figure III.19 (a), (b) et (c). Ces figures montrent, que d'une approche viscoplastique résultent en des contraintes résiduelles radiales, circonférentielles et longitudinales pratiquement moins intenses que celles obtenues à partir d'une approche élastoplastique. C'est l'écoulement visqueux de la matrice qui est responsable de cette chute des contraintes. En effet, à des températures élevées cet écoulement est prépondérant. La diffusion thermoactive des atomes de la matrice conduit à un transport de matière (atomes) plus significatif, il en résulte des vitesses de déformations permanentes plus importantes, ce qui favorise la relaxation des contraintes internes à l'interface fibre-matrice. Rappelons, que de par sa forte rigidité, la fibre ne se déforme, à cette température, qu'élastiquement.

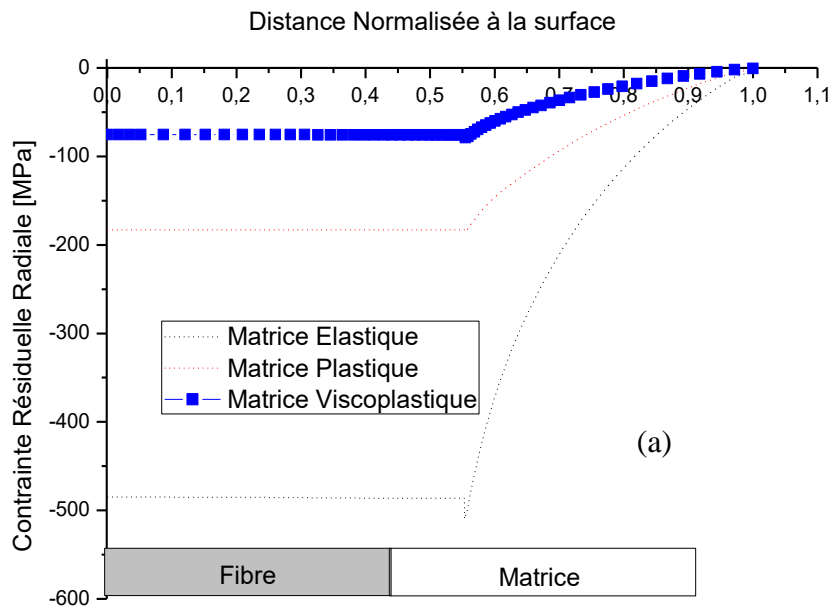


**Figure III. 19: Distribution des contraintes thermiques résiduelles pour le cas d'une matrice métallique Viscoplastique. (a) : contrainte radiale, (b) contrainte circonférentielle (c) contrainte longitudinale.**

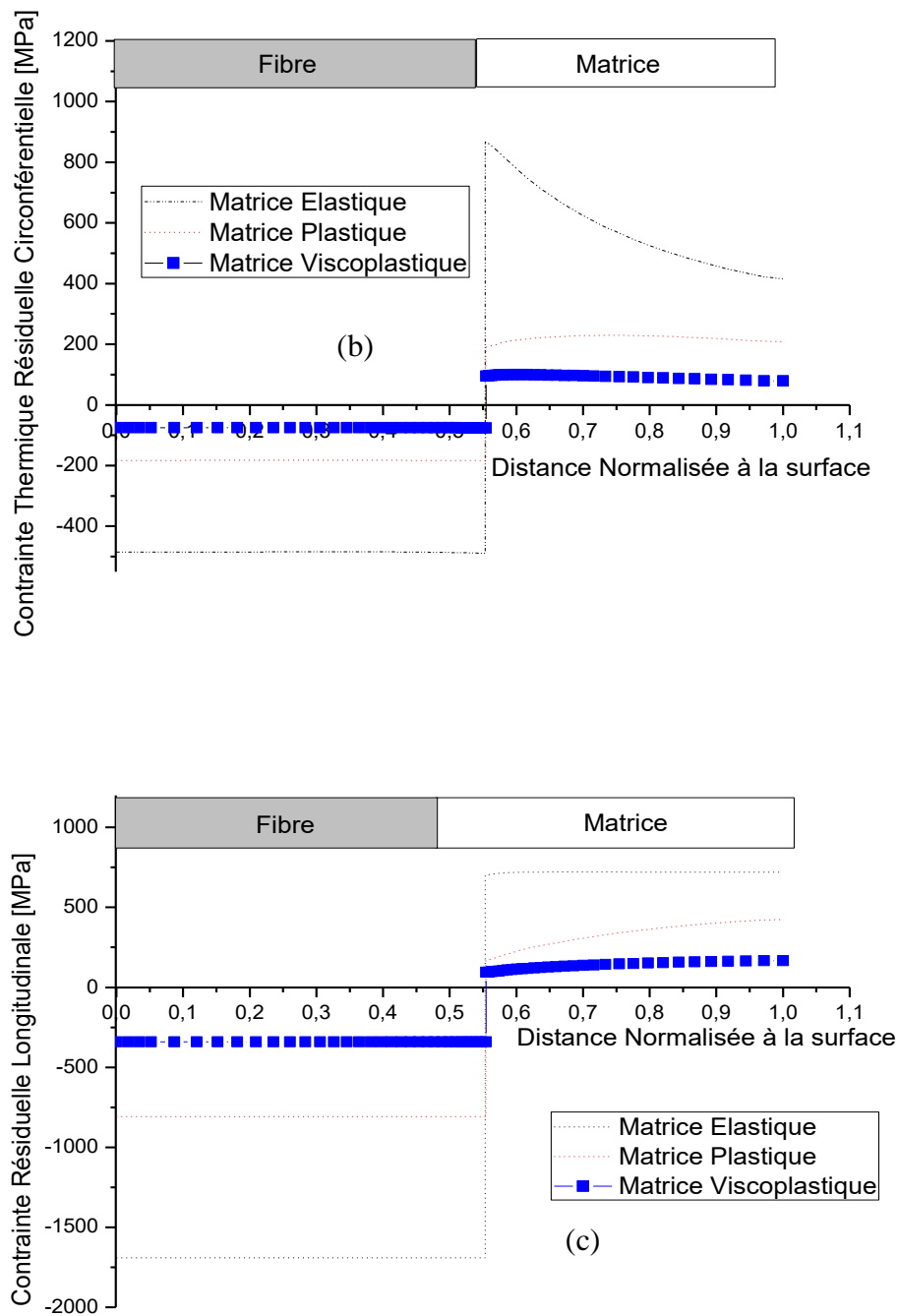
### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

Pour une meilleure représentation de l'effet du comportement viscoplastique sur le niveau des contraintes résiduelles engendrées dans la matrice métallique et la fibre céramique, sur les figures III.20 (a)-(c), sont indiquées les variations des contraintes radiales, circonférentielles et longitudinales respectivement suivant la position P01 en fonction de la distance par rapport à l'interface.

Il apparaît clairement, qu'à la température d'élaboration du composite, la viscoplasticité de la matrice aluminium est la déformation plastique prédominante permettant une relaxation plus importante de ces contraintes. Ainsi, la déformation plastique à chaud (fluage) de la matrice métallique, lors du processus d'élaboration du composite, conduit à une nette relaxation des contraintes internes d'origine thermique.



## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.



**Figure III. 20: Variation des contraintes résiduelles pour le cas d'une matrice métallique élastique, élastoplastique et viscoplastique le long de la ligne P1 en fonction de la distance Normalisée à la surface (a) : contrainte radiale, (b) contrainte circonférentielle (c) contrainte longitudinale.**

## **Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.**

---

Les résultats obtenus dans cette partie du travail montrent nettement que le comportement mécanique de la matrice conditionne le niveau des contraintes internes, induites dans la matrice et la fibre au voisinage très proche de leur interface. En effet et comparativement aux approches élastiques et élastoplastiques, l'approche viscoplastique conduit à une relaxation beaucoup plus importante de ces contraintes. La très forte déformation plastique à chaud (fluage de la matrice), près de l'interface avec la fibre, est responsable de cette chute des contraintes.

### **III.3 CAS DES COMPOSITES A MATRICE SILICE :**

Les composites à matrice en verre sont élaborés par insertion à chaud (§I.1.2.2) à une température typique de 770°C. L'objectif de cette section est d'étudier le niveau des contraintes résiduelles d'origine thermique associées au processus d'élaboration développé dans un composite à matrice fragile. L'étude est étendue à l'analyse de l'endommagement associé à ces contraintes internes dans les composites à architecture fibreuse. Ainsi, la méthode des éléments finis Etendus (XMEF) a été utilisée afin d'associer les contraintes résiduelles à une probable fissuration de la structure.

Les propriétés mécaniques et physiques des différentes matrices silice utilisées sont regroupées dans le tableau II.2. Par contre les propriétés de la fibre SiC, sont détaillées dans le tableau II.5.

#### **III.3.1 Analyse des contraintes thermique résiduelles : MEF Vs. XFEM**

Le composite étudié ci-après, à savoir SiC/N51A, génère des contraintes thermiques résiduelles lors de son élaboration. Le niveau de ces contraintes dépend de l'écart des propriétés mécaniques et physiques entre le renfort et le matrice. La ruine du matériau composite est essentiellement due à la présence de ces contraintes.

Une étude par éléments finis des contraintes thermiques résiduelles qui se développent dans le composite après refroidissement à la température ambiante a été réalisée. Les résultats de cette étude sont rapportés sur la figure III.21(a)-(c). L'analyse de ces figures dévoile que la distribution des contraintes résiduelles diffère de la matrice à la fibre et d'un axe à un autre. Ainsi la matrice, dans sa majeure partie, est comprimée radialement et subit une traction dans les directions circonférentielles et longitudinales. Par contre, la fibre est comprimée dans tous les axes principaux. Par ailleurs, et bien que les résultats indiquent clairement que les contraintes les plus intenses sont localisées dans la fibre, le niveau des contraintes enregistrées pour la matrice est important et peut conduire à la rupture de celle-ci.



## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

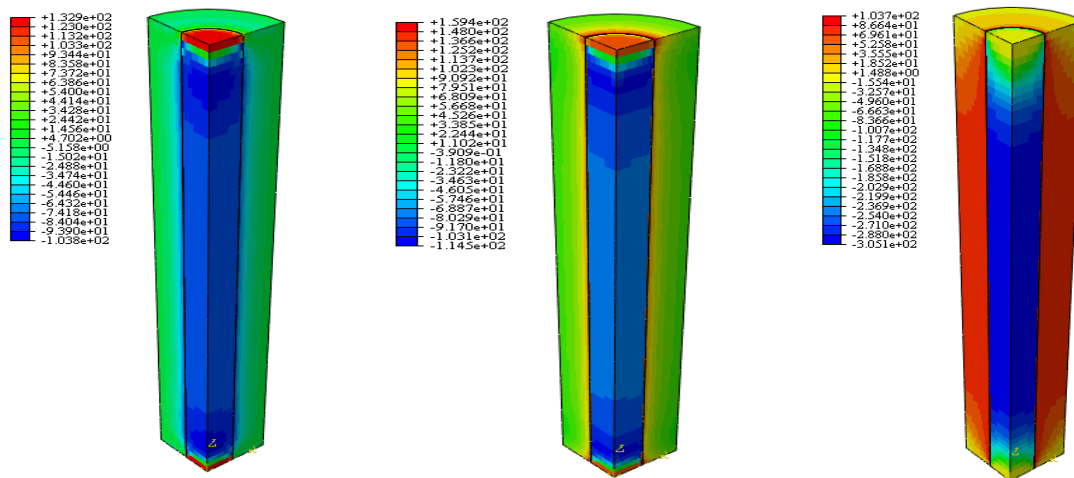


Figure III. 21: Distribution de contraintes thermiques résiduelles obtenues par MEF. (a) : contrainte radiale, (b) contrainte circonférentielle (c) contrainte longitudinale.

La méthode des éléments finis est sans conteste un très bon outil de prédiction de l'intensité des contraintes thermique résiduelles. Toutefois, cette méthode est incapable d'associer ces contraintes à une éventuelle fissuration de la matrice. Par contre, la méthode des éléments finis étendus (XMEF) paraît comme une solution idéale pour remédier à ce handicap.

Ainsi, les contraintes résiduelles générées dans le couple précédent ont été réanalysées en utilisant cette méthode. Il est à noter que la contrainte maximale, l'énergie de rupture, la tolérance et la stabilité à la rupture de la matrice ont été prises égales à 100MPa, 20J/m<sup>2</sup>, 0.05 et 0.005 respectivement. Par contre, les paramètres retenus pour la fibre sont 2.6GPa, 50J/m<sup>2</sup>, 0.05 et 0.005 représentant respectivement la contrainte maximale, l'énergie de fracture, la tolérance et la stabilité à la rupture.

Les figures III.22 (a)-(c), illustrant la variation des contraintes thermiques résiduelles obtenues par la XMEF, montrent que la réparation des contraintes thermiques résiduelles est similaire à celles obtenues par la méthode des éléments finis. Néanmoins, la XMEF prédit une fissure annulaire qui se propage radialement au bord de la structure. Ce résultat est supposé dû à la forte contrainte circonférentielle et radiale qui prennent leurs plus fortes intensités au bord de la matrice dépassant localement la contrainte d'initiation de fissure.

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

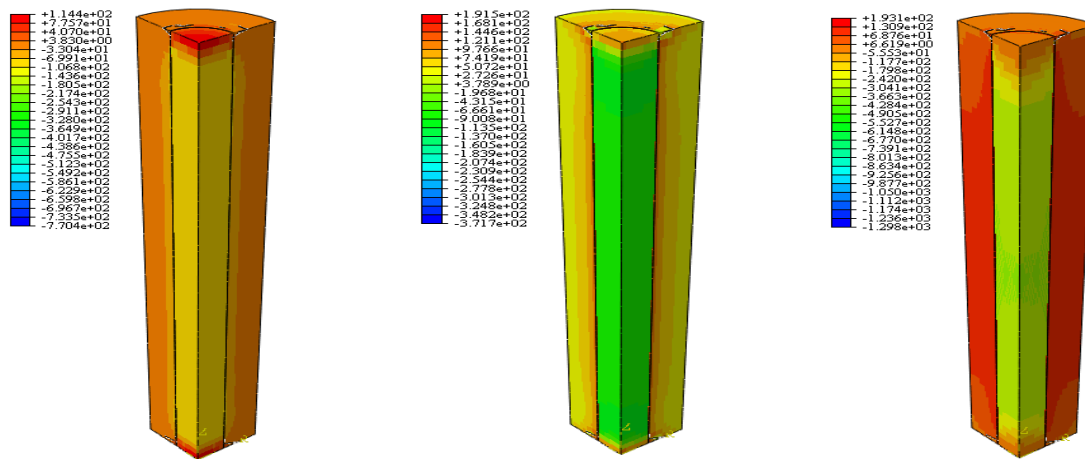


Figure III. 22: Distribution de contraintes thermiques résiduelles obtenues par XMEF.

(a) contrainte radiale, (b) contrainte circonférentielle (c) contrainte longitudinale.

Les résultats obtenus par la méthode des éléments finis étendus indiquent une éventuelle fissure au bord de la jonction. Il paraît donc intéressant d'analyser les contraintes résiduelles dans cette zone à risques. Ainsi la répartition des contraintes résiduelles dans les axes principaux obtenus pour la ligne P02, en utilisant les deux méthodes numériques (MEF et XMEF) est représentée dans les figures III.23 (a)-(c). A partir de ces figures, nous pouvons noter que la répartition des contraintes résiduelles demeure semblable quel que soit l'axe de la contrainte ou la méthode utilisée. Toutefois ces figures montrent aussi que l'intensité de contraintes obtenues à l'interface par la méthode des éléments finis étendus (XMEF) est nettement plus faible que celle résultant par la méthode des éléments finis. Cette observation est expliquée par la dissipation de l'énergie résiduelle par la formation de nouvelles surfaces (fissure), ce qui entraîne une relaxation des contraintes thermiques d'élaboration. Bien que, la méthode des éléments finis peut prédire le niveau des contraintes résiduelles, mais ne tient compte d'aucune relaxation dû à la création de fissure,

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

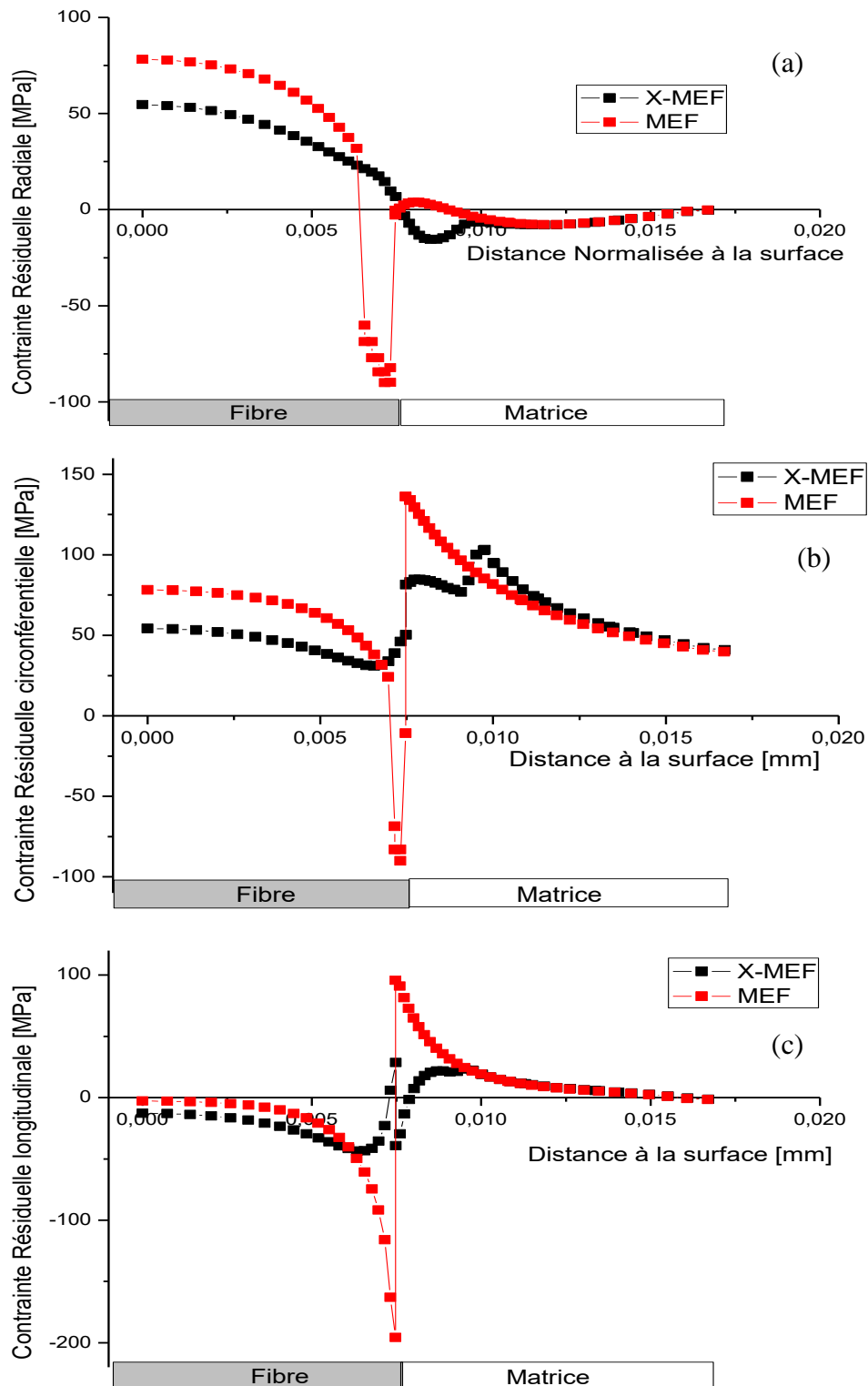


Figure III. 23: Variations de contraintes résiduelles obtenues par MEF et XMEF le long de la ligne P02 en fonction de la distance à la surface (a) : contrainte radiale, (b) contrainte circonférentielle (c) contrainte longitudinale.

## **Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.**

---

### **III.3.2 Analyse des contraintes thermiques résiduelles par la méthode des éléments finis étendus : mise en évidence de l'effet des propriétés de la matrice fragile**

#### **III.3.2.1 L'effet de la contrainte d'initiation et l'énergie de fracturation**

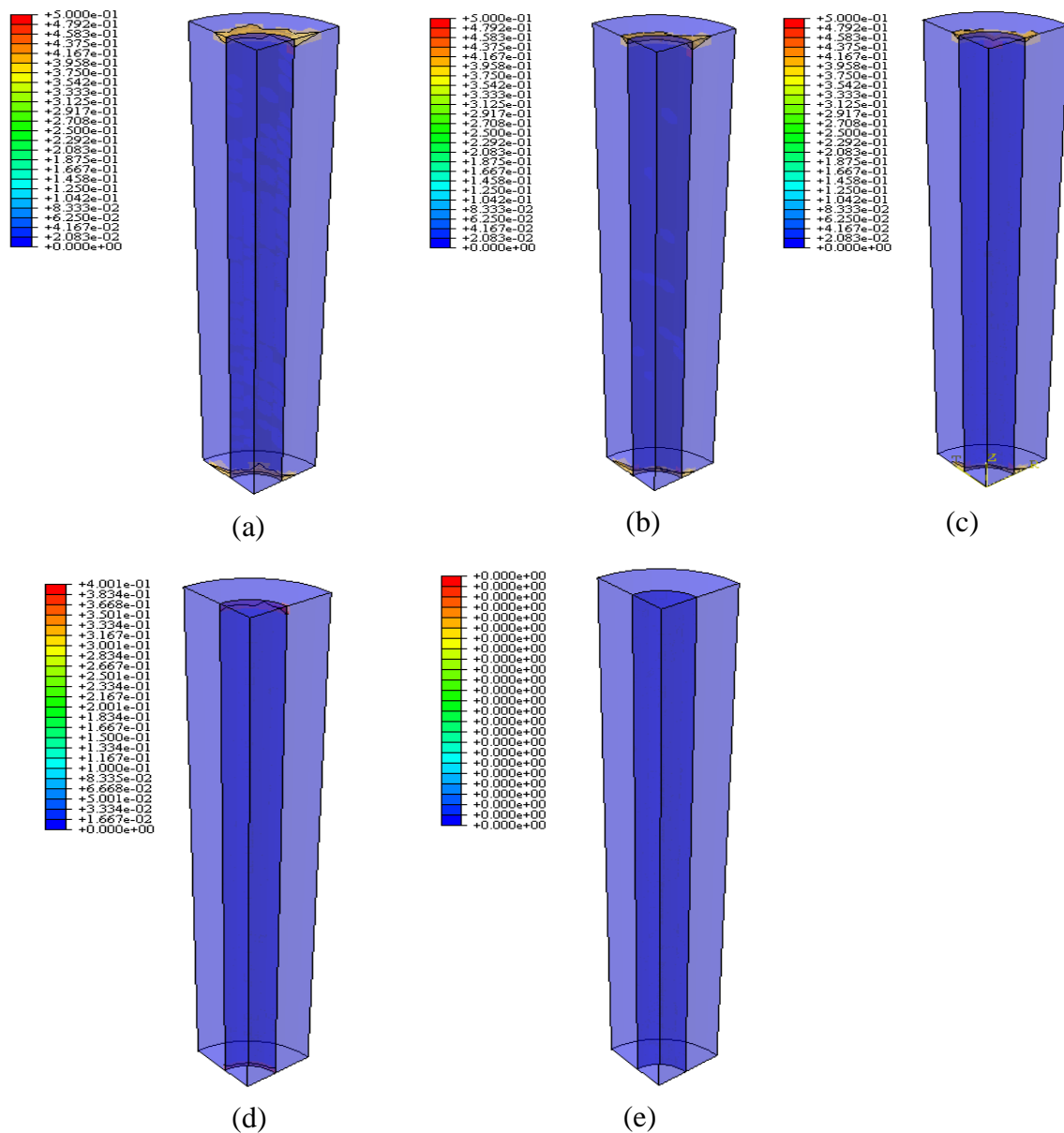
Bien que la méthode des éléments finis étendus permette de prédire une probable fissure, ces résultats sont basés sur un nombre de inputs qui caractérisent les matériaux, spécialement la contrainte d'initiation. La littérature, fait référence à une plage des contraintes principales pour les matrices en verre variante de 50 à 300 MPa.

L'objectif de cette partie est d'analyser la création de fissures, due aux contraintes thermiques résiduelles, dans un couple composite SiC / N51A en fonction de la contrainte d'initiation. Ainsi, l'étude a été menée plusieurs fois sur la même structure en faisant varier chaque fois la contrainte principale et l'énergie de fracture.

Les figures III.24 (a)-(e), illustrent l'endommagement pour le couple N51A/SiC, résultant des contraintes thermique résiduelles exprimée en STATUSXFEM. L'analyse de ces figures révèle que l'endommagement de la structure est essentiellement localisé dans la matrice au bord du composite. Les résultats montrent également que la fibre ne subit aucun endommagement quel que soit la zone.

Par ailleurs, comme l'indiquent ces figures, la variation de la contrainte principale entraîne un changement de la zone endommagée. Ainsi, une matrice caractérisée par une faible contrainte d'initiation (50MPa et  $5\text{J/m}^2$ ), est susceptible à une large zone d'endommagement, tandis que des matrices avec une contrainte principale supérieure ou égale à 200 MPa ne subissent aucun endommagement.

## Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.



**Figure III. 24: Variation de l'endommagement exprimé en STATUSXFEM pour le couple N51A/SiC sous la sollicitation des contraintes thermiques résiduelles.**

(a) : 0.05GPa / 5 J.m-2, (b) 0.075GPa / 15 J.m-2 (c) 0.1GPa / 20 J.m-2 (d) 0.15GPa / 35 J.m-2 (e) 0.2GPa / 50 J.m-2

## **Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.**

---

### **III.3.2.2 L'effet du coefficient de dilatation thermique**

Si les résultats précédents indiquent que les fissures résultantes sont conditionnées par des paramètres liés à la mécanique de la rupture telle que la contrainte d'initiation, elles sont néanmoins, une conséquence directe de la différence entre la vitesse de contraction lors du refroidissement des deux constituants du composite (fibre et matrice) exprimé en  $\Delta\alpha$ . Ainsi, il paraît très intéressant d'associer dans notre étude le probable endommagement au coefficient de dilatation thermique du maillon faible de la structure à savoir la matrice.

Pour atteindre cet objectif, la simulation numérique a été menée sur trois matrices en verre (N51A, Pyrex, Vycore) plus une matrice supplémentaire théorique qu'on surnommera « X ». Ces matrices ont été soigneusement sélectionnées pour avoir des propriétés mécaniques très avoisinantes, à l'exception du coefficient de dilatation thermique qui varie d'une matrice à l'autre. Les paramètres relatifs à l'endommagement telle que la contrainte principale et l'énergie de rupture sont maintenus constants pour toutes les matrices (100MPa, 20J/m<sup>2</sup>).

Les résultats obtenus pour toutes les matrices en verre, montrant le potentiel endommagement exprimé en STATUSXFEM pour les différentes matrices citées ci-dessus, sont représentés sur les figures III.25 (a)-(d). Ces résultats montrent clairement que plus large est la différence des coefficients thermique plus large est la zone endommagée. En effet ; le Pyrex caractérisé par un coefficient de dilatation thermique proche de celui des fibres SiC, ne subit aucun endommagement. En contrepartie, la matrice X ayant un coefficient de dilatation trop élevée par rapport au SiC présent un endommagement important.

### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

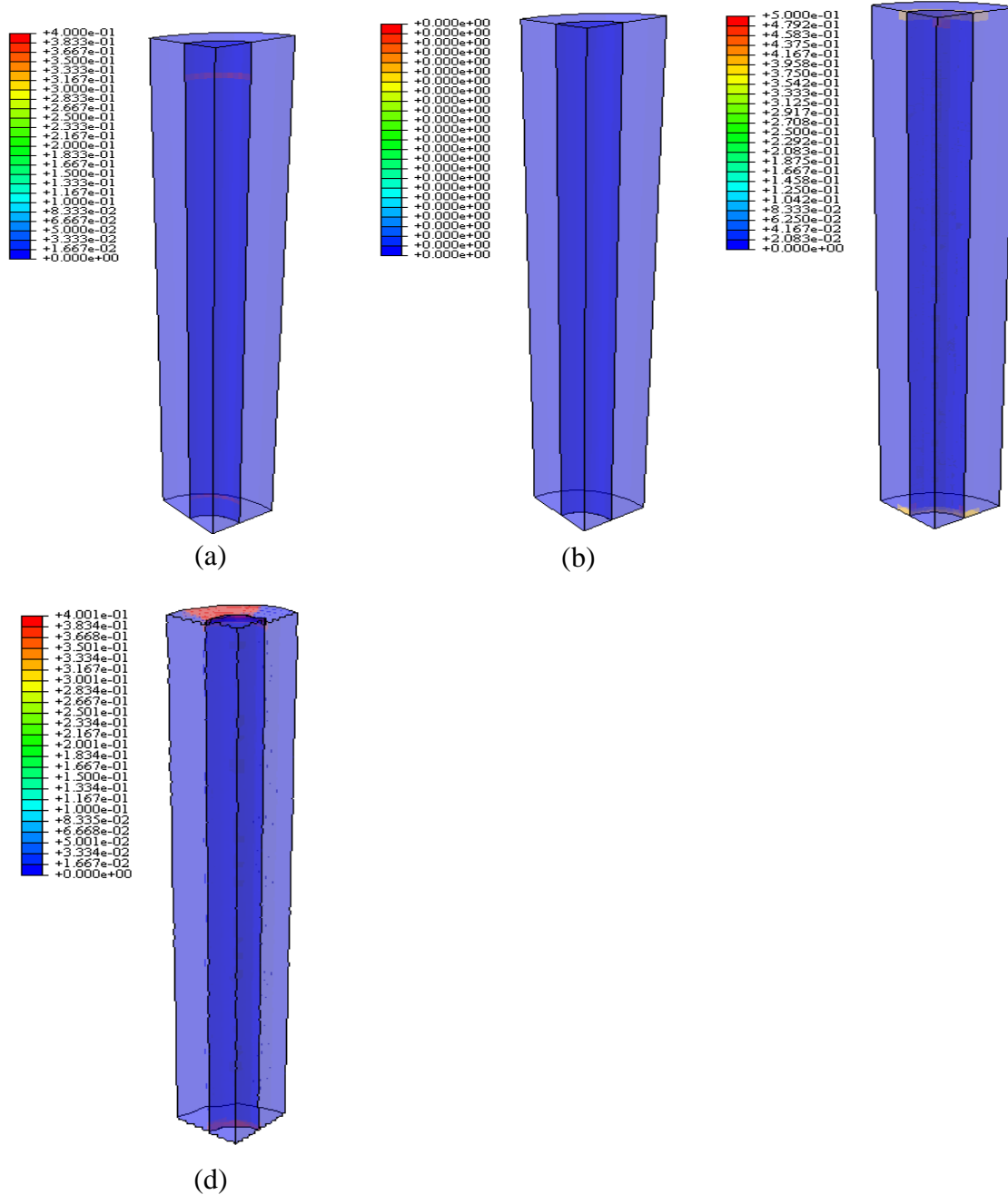


Figure III. 25: Variation de l'endommagement exprimé en STATUSXFEM sous la sollicitation des contraintes thermiques résiduelles. (a) : Vycor / SiC, (b) Pyrex / SiC (c) N51A / SiC (d) X / SiC

## **Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.**

---

### **III.4 CONCLUSION :**

Nos résultats montrent nettement que les matériaux composites engendrent des contraintes résiduelles après élaboration. Ce comportement s'explique par la différence des propriétés mécaniques et physiques entre les deux matériaux constituant le composite. L'influence des autres paramètres sur la répartition le niveau des contraintes thermiques résiduelles ont été mises en évidence. Ainsi la répartition la fraction volumique des fibres, l'incorporation d'une interphase, et le comportement mécanique adéquat des matériaux ont été identifiés comme des paramètres majeurs dans la détermination des contraintes thermiques résiduelles. Il est à noter qu'un accord qualitatif apparaît entre les résultats obtenus par notre simulation et ceux de la littérature [10].

La décohésion de l'interface fibre-matrice ou l'endommagement de la matrice est étroitement liée à l'intensité des contraintes résiduelles. Dans ce cas, la création de nouvelles surfaces entraîne une dissipation de l'énergie destinée à la fissuration [12-14]. En effet, l'endommagement par fissuration des matériaux composites en général et à matrice fragile en particulier reste lié au niveau des contraintes résiduelles, tout particulièrement les contraintes circonférentielles. Faute de ne pouvoir prévoir cet endommagement par la méthode classique des éléments finis, nous avons proposé d'utiliser la méthode des éléments finis étendus.



### Chapitre III : Analyse Numérique des Contraintes Thermiques Résiduelles dans les Matériaux Composites à Architecture Fibreuse.

#### REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :

- [1] Shokrieh MM and Ghanei Mohammadi AR (2010). *Finite Element Modeling of Residual Thermal Stresses in Fiber-Reinforced Composites Using Different Representative Volume Elements*. Proceedings of the World Congress on Engineering 2010 Vol II WCE 2010,, London, U.K.
- [2] Kurita M, Sato M, Ihara I (1990). *Residual Stress Distribution of Ceramic-Metal Joint*. Advances in X-Ray Analysis, Vol. 33, pp. 353 - 362
- [3] Courbiere M. (1986). *Etude des liaisons céramique métal, application au couple cuivre-alumine*. Thèse doctorat école centrale de Lyon.
- [4] Lourdin P (1992). *Les liaisons Ni/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> à l'état solide, élaboration, état des contraintes thermiques, comportement mécanique*. thèse N°/92-31, école centrale de Lyon.
- [5] Choo H, RANGASWAMY P, BOURKE AM (1999). *Internal strain evolution during heating of Ti-6AL 4V/SCS-6 composite*. Scripta Materialia, 42(2), pp.175-181.
- [6] Arsenault R, Taya M. (1989). *Metal matrix composites: thermomechanical behaviour*. Pergamon press , Oxford 1989
- [7] Hull. D & Clyne. T (1996). *An introduction to composite materials*. Cambridge University Press, Cambridge.
- [8] Mecirdi MA, Sellam S, Boutabout B & Benbarek S (2007). *Effet de la Plasticité dans la Relaxation des Contraintes Thermiques d'Elaboration dans les Composites à Matrice Métalliques : Application au Couples Al/SiC*. 2ème journées de la Physique et de ses Applications, JPA'2007, Université de Tiaret, 06-08 Mai 2007
- [9] Aghdam MM and. Morsali SR (2014). *Understanding residual stresses in metal matrix composites*. Residual Stresses in Composite Materials, pp.233–255
- [10] Hertz-Clemens S (2002). *Etude d'un composite aéronautique à matrice métallique sous chargements de fatigue : Sollicitation mécano thermique et propagation de fissures*. Thèse de doctorat, Ecole des Mines, Paris.
- [11] Cherouali H (1998). *Rôle Des Interphases et de la Rugosité dans le Comportement Interfacial de Composites Monofilamentaires à Matrice Fragile*. Thèse doctorat Ecole Doctorale Matériaux de Lyon.
- [12] Outwater JO & Murphy MC (1969). *The Fracture Energy of Unidirectional Laminate*. 24th Annual Technique Conf., Society of the Plastic industry.
- [13] Outwater JO & Murphy MC (1969). *The Fracture Energy of Unidirectional Laminate*. 24th Annual Technique Conf., Society of the Plastic industry.
- [14] Takaku A & Arridje RGC (1973). *The Effect of interfacial Radial and Shear Stress on Fiber Pull-Out in Compoiste Materials*. J.Phys.D ; Appl.Phys, Vol .6, p.2038-2047

## **CHAPITRE IV: ANALYSE NUMERIQUE DES CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES DANS LES MATERIAUX COMPOSITES HYBRIDES.**

---

Récemment, des composites avancés dit hybrides, contenant deux ou plusieurs types de renforts en une seule matrice, ont été développés comme suite logique aux composites classiques contenant un seul type de renfort (particules et fibres). Ce 4<sup>ième</sup> chapitre sera destiné à l'étude des contraintes thermiques résiduelles de cette classe de composites. Ainsi, les différents paramètres jugés importants pour cette étude seront revus, interprétés et discutés dans ce chapitre.

---

### **Sommaire du 4<sup>ième</sup> Chapitre**

<b><i>CHAPITRE IV: ANALYSE NUMERIQUE DES CONTRAINTES THERMIQUES RESIDUELLES DANS LES MATERIAUX COMPOSITES HYBRIDES.</i></b>	<b>- 121 -</b>
<b>IV.1 INTRODUCTION</b>	<b>- 122 -</b>
<b>IV.2 Contraintes Résiduelles dans un Composite à Fibres Courtes</b>	<b>- 122 -</b>
IV.2.1 Aspect des contraintes résiduelles	- 123 -
IV.2.2 Évolution des contraintes résiduelles thermiques lors du refroidissement	- 125 -
<b>IV.3 CONTRAINTES RESIDUELLES DANS LES COMPOSITES HYBRIDES</b>	<b>- 126 -</b>
IV.3.1 Répartition de contraintes résiduelles	- 127 -
IV.3.2 L'effet du rapport de coefficient thermique entre la particule et la matrice	- 130 -
IV.3.3 Contraintes résiduelles thermiques par rapport à la fraction de volume de particules	- 131 -
IV.3.4 Contraintes résiduelles thermiques par rapport à la forme de la particule	- 133 -
IV.3.5 Contraintes résiduelles thermiques par rapport à la distance entre particules et fibres	- 135 -
<b>IV.4 DISCUSSION &amp; CONCLUSION</b>	<b>- 137 -</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :</b>	<b>- 140 -</b>

## **Chapitre IV : Analyse Numérique Des Contraintes Thermiques Résiduelles Dans Les Matériaux Composites Hybrides.**

---

### **IV.1 INTRODUCTION**

Récemment, des composites avancés dits hybrides, contenant deux ou plusieurs types de renforcements en une seule matrice, ont été développés comme une suite logique aux composites conventionnels contenant un seul renfort. Parmi les avantages spécifiques des composites hybrides par rapport aux composites classiques : la réduction du poids et / ou du coût, une résistance améliorée à la fatigue, à la fracture et aux chocs [1-3].

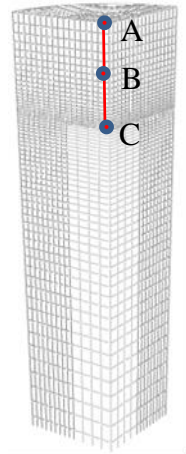
L'objectif de cette partie du travail est d'analyser le niveau des contraintes résiduelles d'origine thermique associées au processus d'élaboration, développées dans deux types de composites à matrice Polymère : classique et hybride. L'effet de la deuxième phase de renforcement dans les composites hybrides a été mis en évidence.

Le composite analysé dans cette partie est une matrice en Epoxy renforcée par des fibres courtes en Carbone, et des particules en Nitrure d'Aluminium (AlN). Les figure II.4 (b)-(e) schématisent les différents modèles utilisés, représentant le composite classique avec des fibres courtes et trois cellules élémentaires du composite hybride et qui ne diffèrent que par la forme des particules.

Afin de mettre en évidence l'effet du second renfort, la démarche adoptée ci-après, est basée sur une étude comparative entre les différentes configurations. Il est à souligner que les contraintes résiduelles suivant l'axe X et Y mesurées le long de l'axe central de la fibre sont identiques, de ce fait, dans ce qui suit, nous nous limiterons aux contraintes selon deux axes à savoir les contraintes axiales suivant l'axe X et les contraintes longitudinales suivant l'axe Z induites dans le composite.

### **IV.2 Contraintes Résiduelles dans un Composite à Fibres Courtes**

Dans cette première étape ; les contraintes thermiques résiduelles, engendrées lors du refroidissement de la température d'élaboration (110°C) à la température ambiante ont été analysées par la méthode des éléments finis. La matrice Epoxy est renforcée par 20% en volume par des fibres courtes en Carbone. Les propriétés des différents matériaux utilisés dans cette simulation sont détaillées dans les tableaux II.1 et II.7, respectivement pour la matrice et la fibre. Par ailleurs, un maillage optimal constitué de 27736 éléments a été sélectionnés pour cette étude comme (figure IV.1).



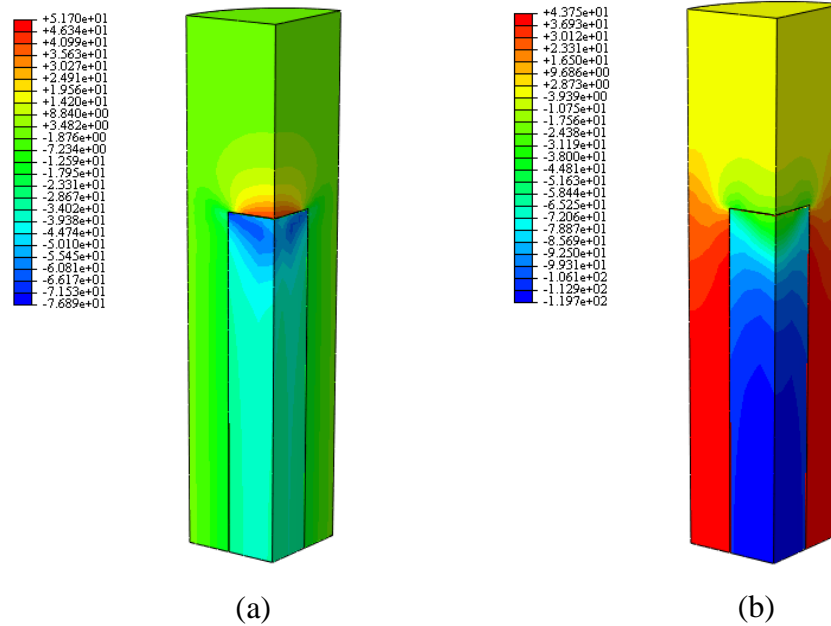
**Figure IV. 1 : maillage de la cellule élémentaire : cas du Composite à Fibres Courtes.**

### **IV.2.1 Aspect des contraintes résiduelles**

Après refroidissement, les contraintes résiduelles, induites par le procédé d'élaboration, se développent dans le matériau composite, résultant principalement de la différence des coefficients de dilatation thermique et des modules d'élasticité entre la fibre et la matrice. Le développement de ces contraintes peut avoir des effets néfastes sur les performances mécaniques des structures composites. En effet, ajoutées aux contraintes de mise en service, ces contraintes peuvent conduire à la décohésion de l'interface et/ ou la création de microfissures matricielles.

La variation des contraintes résiduelles suivant les axes X et Z est représentée sur les Figures IV.2.a et IV.2.b respectivement. L'analyse des deux figures montre que la matrice Epoxy présente une contrainte résiduelle de traction suivant l'axe X, avec un maximum enregistré à l'interface coté extrémité supérieure de la fibre. Loin de cette interface ces contraintes s'affaiblissent considérablement. Dans la direction longitudinale (l'axe Z) la matrice présente une répartition non uniforme des contraintes résiduelles. En effet, à l'extrémité de la fibre, la matrice est comprimée, tandis qu'en s'éloignant de cette zone vers le centre du composite cette contrainte change de signe et devient une contrainte de tension. Les valeurs maximales des contraintes ( $\sigma_z$ ) dans la matrice sont enregistrées au centre du composite. Par ailleurs, la fibre est sollicitée en compression dans toutes les directions (X et Z). Il est à souligner que les contraintes résiduelles les plus significatives sont celles enregistrées dans la fibre.

## Chapitre IV : Analyse Numérique Des Contraintes Thermiques Résiduelles Dans Les Matériaux Composites Hybrides.

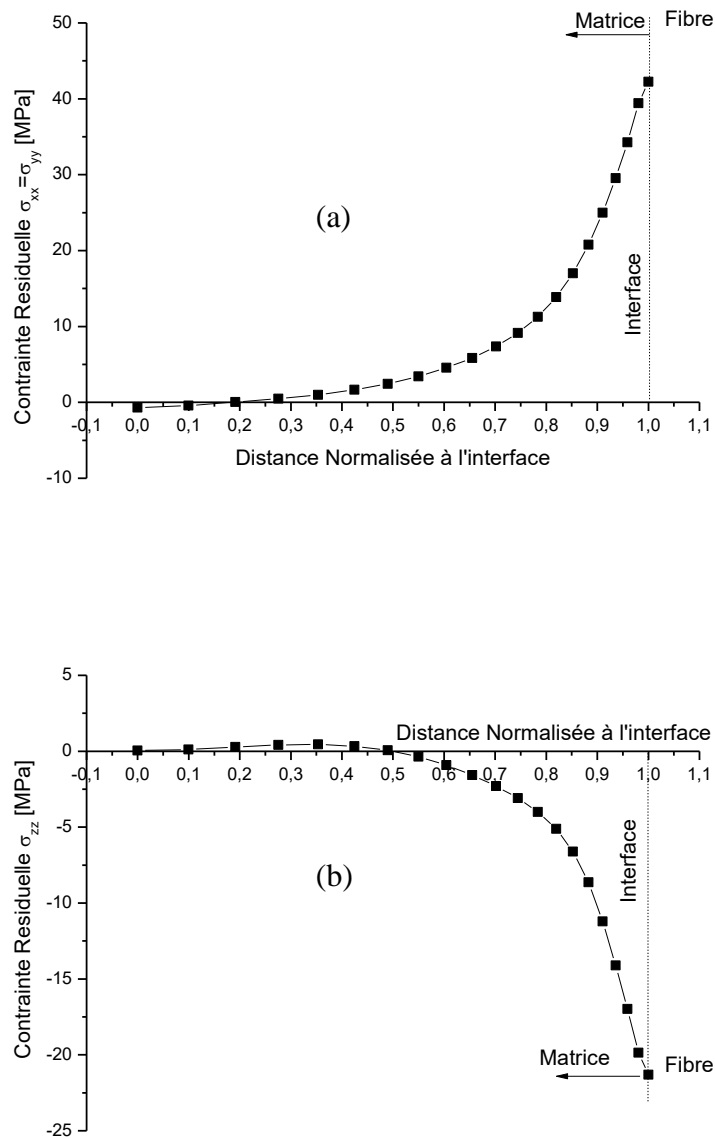


**Figure IV. 2: Distribution des contraintes thermiques résiduelles dans un Composite à Fibres Courtes.**  
(a) contrainte suivant l'axe X, (b) contrainte suivant l'axe Z.

Les Figures IV.3.a et IV.3.b montrent les variations des contraintes résiduelles suivant X et suivant Z, respectivement, en fonction de la distance à la surface, le long de la ligne "AC" (Figure IV.1).

A partir de la Figure IV.3(a), nous pouvons constater que la contrainte axiale ( $\sigma_X$ ) met la matrice en traction. En outre, la valeur de la contrainte résiduelle ( $\sigma_X$ ) atteint son maximum, dans la direction AC, à l'interface fibre-matrice et diminue progressivement à mesure que l'on s'éloigne de cette interface jusqu'à un minimum à la surface de la matrice.

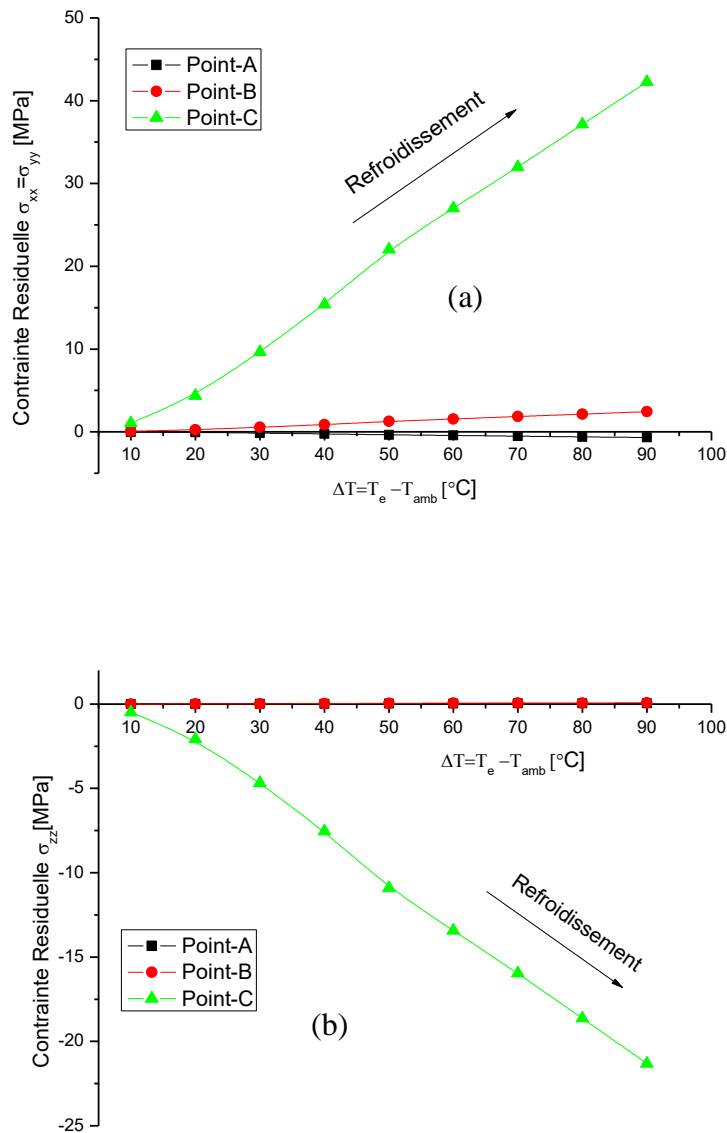
La Figure IV.3(b), présente la variation de la contrainte résiduelle longitudinale ( $\sigma_Z$ ). L'analyse de cette figure, indique clairement que cette contrainte exerce une compression sur la matrice le long de l'axe 'AC'. Par ailleurs, le graphe montre également un fort gradient de cette contrainte au niveau de l'interface fibre/matrice. Cependant, cette contrainte perd en intensité en s'éloignant de l'interface, jusqu'à atteindre une très faible valeur à la surface libre du VER.



**Figure IV. 3: Variation des contraintes résiduelles pour un composite à fibre courte le long de la ligne « AC » en fonction de la distance Normalisée à la surface (a) : contrainte suivant l'axe X, (b) contrainte suivant l'axe Z.**

#### **IV.2.2 Évolution des contraintes résiduelles thermiques lors du refroidissement**

Les Figures IV.4(a)-(b) montrent l'évolution des contraintes résiduelles axiales ( $\sigma_x$ ) et longitudinales ( $\sigma_z$ ), respectivement, en fonction de la baisse en température, pour les trois points A, B et C indiqués sur la Figure IV.1. L'analyse de ces figures, révèle que les contraintes résiduelles évoluent proportionnellement et presque linéairement avec la baisse de température. Cette évolution est plus significative à l'interface fibre / matrice (point C), et quasiment négligeable pour les autres positions (point A et point B).



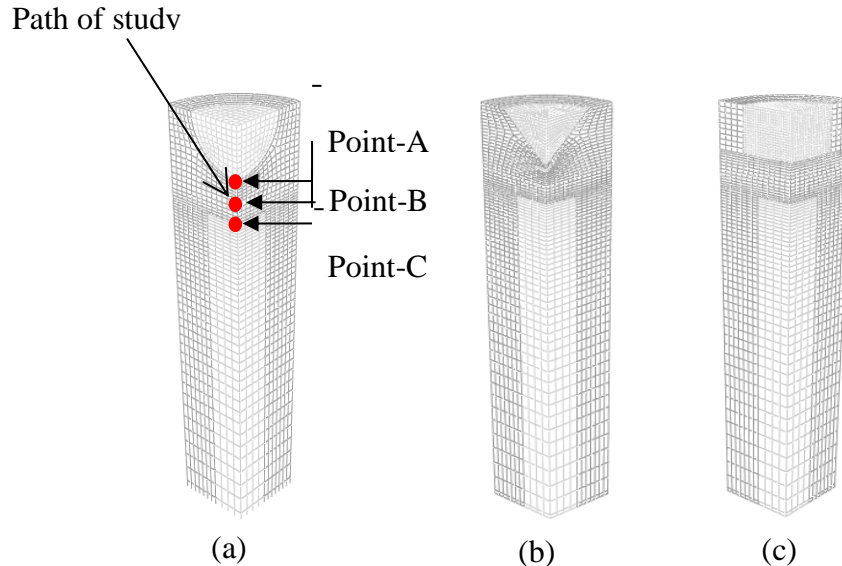
**Figure IV. 4: Évolution des contraintes résiduelles thermiques lors du refroidissement  
(a) : contrainte suivant l'axe X, (b) contrainte suivant l'axe Z.**

### IV.3 CONTRAINTES RESIDUELLES DANS LES COMPOSITES HYBRIDES

Dans cette seconde partie, les contraintes résiduelles thermiques développées dans un composite hybride 5% vol.  $\text{AlN}_{(particule)}$  / 20% vol.  $\text{C}_{(fibre)}$  / Epoxy  $_{(matrice)}$  ont été étudiées. L'objectif ci-après est de mettre en évidence l'effet de la présence d'un second renfort, c'est-à-dire la particule AlN.

## Chapitre IV : Analyse Numérique Des Contraintes Thermiques Résiduelles Dans Les Matériaux Composites Hybrides.

Le maillage des différentes configurations du composite hybride, avec le nombre total d'éléments, utilisés dans cette étude est illustré sur la figure IV.5



**Figure IV. 5: Maillage des différentes cellules élémentaires utilisées pour la modélisation de composites Hybrides. (a) Particule sphérique (27736 éléments), (b) Particule Conique (20663 éléments) (c) Particule Cylindrique (37404 éléments).**

### IV.3.1 Répartition de contraintes résiduelles

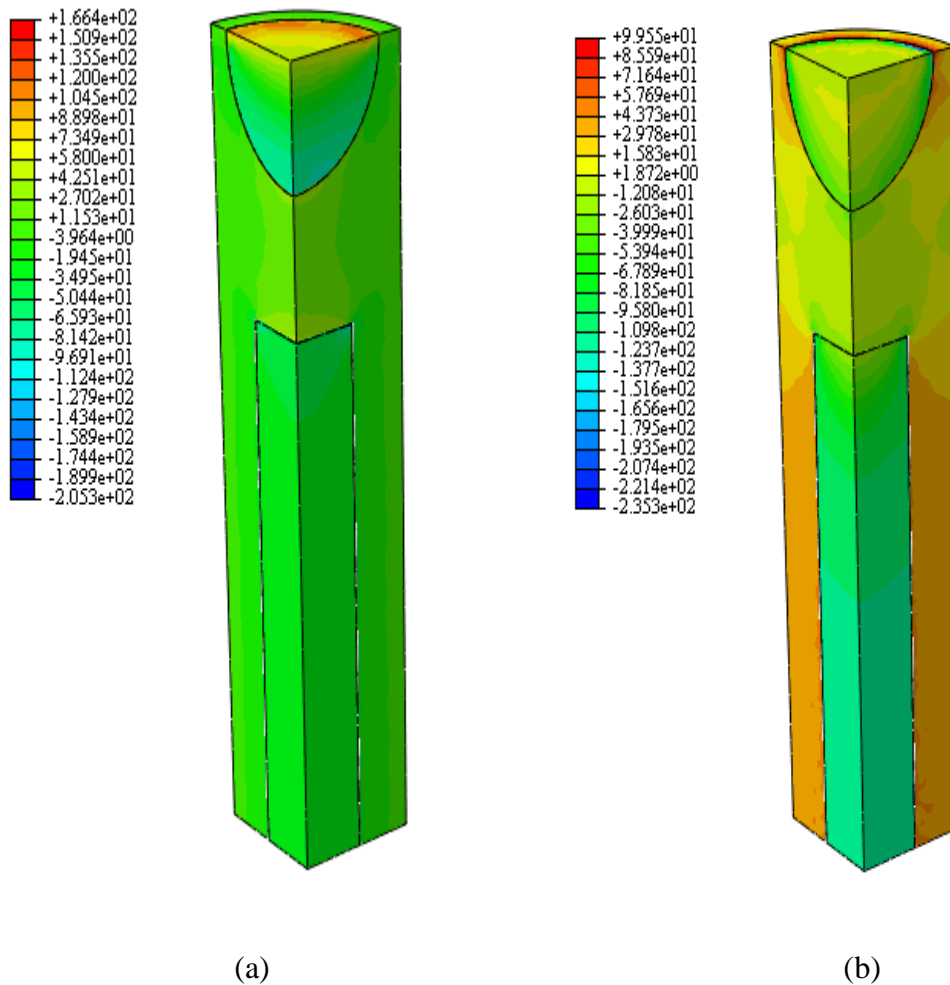
Similaire aux composites classiques à fibre courte, le composite hybride génère après refroidissement de la température d'élaboration à la température ambiante, des contraintes résiduelles thermiques en raison de la différence des coefficients de dilatation thermique entre la matrice Epoxy, les fibres Carbone et les particules d'AlN.

La Figure IV.6(a) illustre la distribution des contraintes résiduelles axiales ( $\sigma_x$ ) à la température ambiante, dans le composite hybride. Selon cette figure, la contrainte  $\sigma_x$  exerce une traction sur la globalité de la matrice. Les niveaux supérieurs de cette contrainte sont notés pour les interfaces Fibre/Matrice et Particule/Matrice.

La variation de la contrainte longitudinale ( $\sigma_z$ ) est illustrée sur la figure IV.6(b). Cette figure indique clairement une répartition irrégulière de cette contrainte qui varie en intensité et en signe tout en se déplaçant dans le composite. En outre, une concentration des contraintes est noté à proximité des interfaces matrice-fibre et particules-matrice.



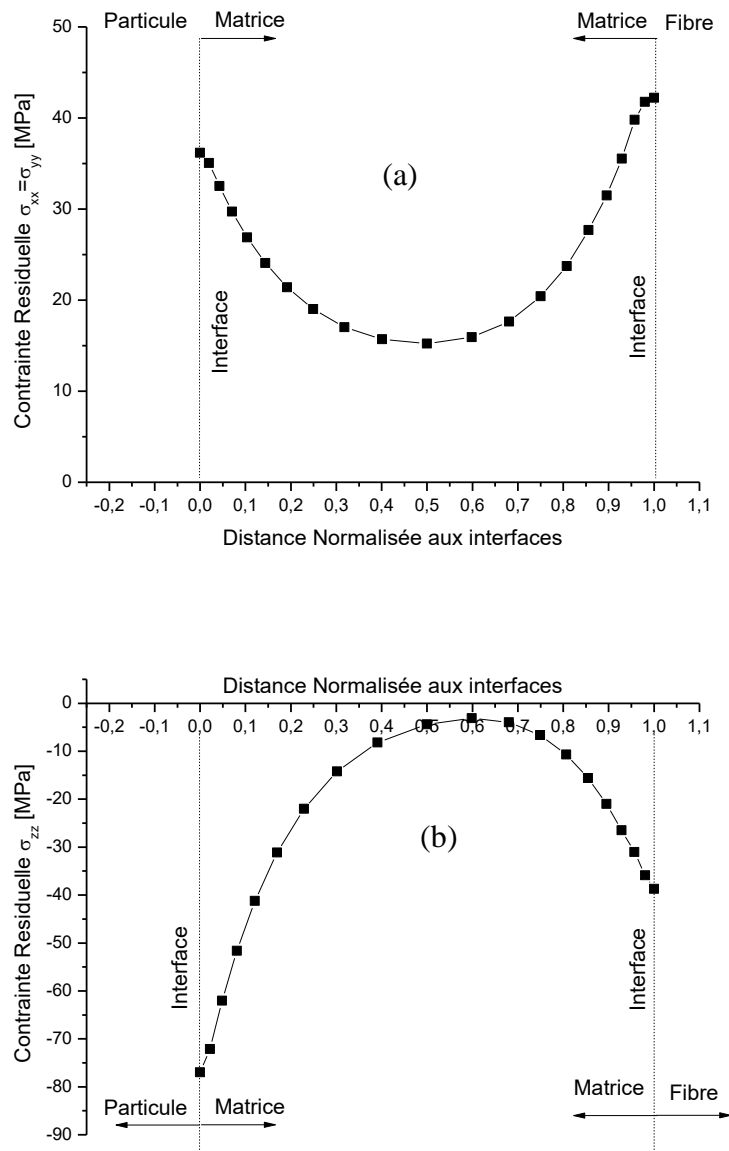
## Chapitre IV : Analyse Numérique Des Contraintes Thermiques Résiduelles Dans Les Matériaux Composites Hybrides.



**Figure IV. 6: Distribution des contraintes thermiques résiduelles dans un Composite Hybride.**  
(a) contrainte suivant l'axe X, (b) contrainte suivant l'axe Z.

Pour une meilleure illustration des contraintes résiduelles dans la matrice Epoxy, les répartitions des contraintes axiales ( $\sigma_x$ ) et longitudinales ( $\sigma_z$ ) selon la ligne 'AC' sont rapportées dans les Figures IV.7 (a)-(b) respectivement.

Ces figures révèlent clairement que les contraintes résiduelles prennent un niveau important à l'interface fibre-matrice et diminuent progressivement en se déplaçant loin de cette zone jusqu'à leur plus bas niveau au centre de l'axe 'AC', pour ré-augmenter vers un deuxième pic enregistré à l'interface matrice-particules. Par rapport aux composites à fibres courtes; les contraintes résiduelles thermiques générées dans le composite hybride sont plus intenses et conservent de grandes valeurs, même si elles sont loin des interfaces au centre de la matrice polymère.



**Figure IV. 7: Variation des contraintes résiduelles pour un composite Hybride le long de la ligne « AC » en fonction de la distance Normalisée au interfaces (a) : contrainte suivant l'axe X, (b) contrainte suivant l'axe Z.**

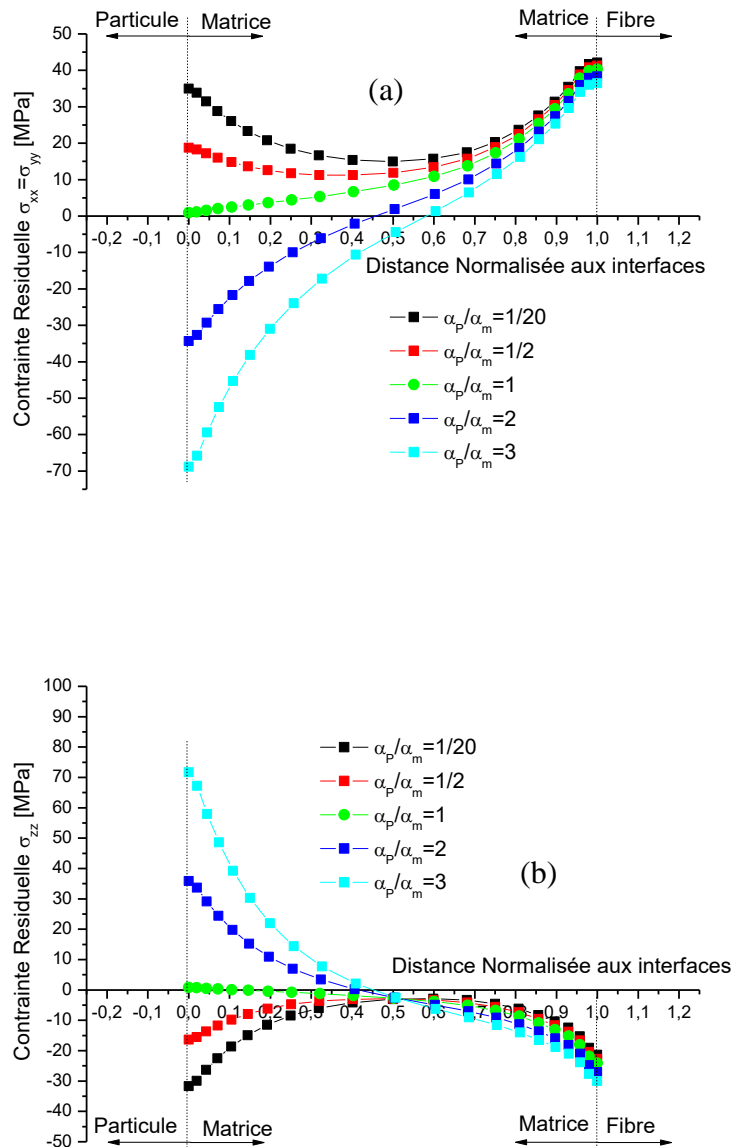
### **IV.3.2 L'effet du rapport de coefficient thermique entre la particule et la matrice**

Il est bien connu que les contraintes thermiques sont un résultat direct de la différence des coefficients de dilatation thermique entre la matrice et les renforts. Par conséquent, la conception des composites à matrice polymère dépendra fortement de ce paramètre.

La figure IV.8(a) rapporte la distribution de la contrainte résiduelle axiale ( $\sigma_x$ ) en fonction de la distance à l'interface (ligne AC) pour quatre (04) différents rapports  $\alpha_p / \alpha_m$  ( $\alpha_p$  : coefficient de dilatation thermique de la particule et  $\alpha_m$  : coefficient de dilatation thermique de la matrice). Selon cette figure, pour un  $\alpha_p \leq \alpha_m$ , la matrice Epoxy génère des contraintes résiduelles axiales ( $\sigma_x$ ) compressives. Par contre pour  $\alpha_p > \alpha_m$ , la contrainte axiale ( $\sigma_x$ ) exerce une tension dans la matrice.

La figure IV.8(b) montre la contrainte résiduelle longitudinale ( $\sigma_z$ ) dans la matrice polymère le long de la ligne "AC" pour quatre différents rapports  $\alpha_p / \alpha_m$ . Le graphe indique que pour  $\alpha_p / \alpha_m \leq 1$ , la contrainte résiduelle longitudinale ( $\sigma_z$ ) sollicite la matrice en tension. Lorsque ce rapport dépasse 1 ( $\alpha_p > \alpha_m$ ), cette contrainte passe à une compression.

Au centre de la matrice, les contraintes résiduelles axiales ( $\sigma_x$ ) et longitudinales ( $\sigma_z$ ) sont moins affectées par la modification du rapport  $\alpha_p / \alpha_m$ . En Plus, il est à noter qu'à proximité immédiate de la fibre, l'effet du coefficient de dilatation thermique des particules disparaît complètement et les contraintes résiduelles varient indépendamment de ce paramètre.



**Figure IV. 8: Variation des contraintes résiduelles dans un composite Hybride le long de la ligne « AC » pour différents rapports du coefficient de dilatation thermique de la particule par rapport à celui de la matrice. (a) contrainte suivant l'axe X, (b) contrainte suivant l'axe Z.**

### **IV.3.3 Contraintes résiduelles thermiques par rapport à la fraction de volume de particules**

Un autre paramètre significatif affectant les contraintes résiduelles est la fraction volumique des renforts. En effet, des études précédentes [4] ont révélé que cette caractéristique du composite joue un rôle important dans la réponse thermomécanique des composites à matrice polymère à la séquence d'élaboration. Dans cette section, on étudiera l'effet de la fraction volumique des particules sur la répartition et l'intensité des contraintes résiduelles thermiques.

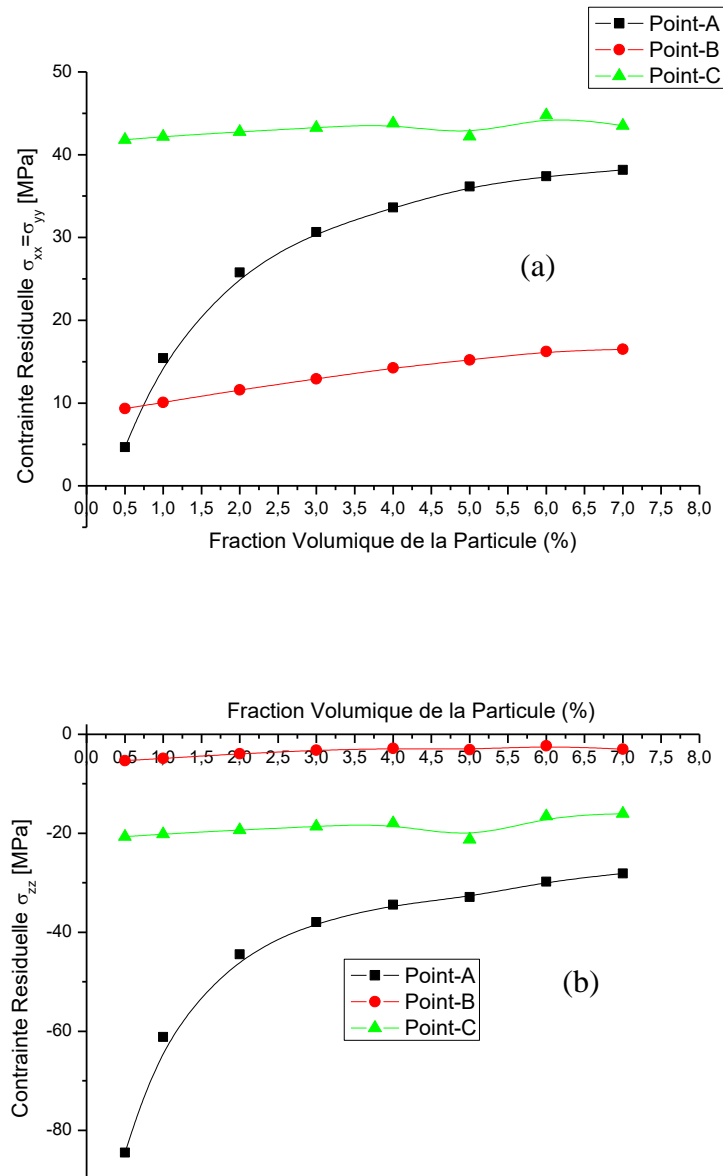
## **Chapitre IV : Analyse Numérique Des Contraintes Thermiques Résiduelles Dans Les Matériaux Composites Hybrides.**

---

Ainsi, les inclusions ont une forme elliptique et la fraction volumique sera variée en faisant modifier l'axe d'inclusion dans la direction radiale, C'(Fig.II.4) tout-en maintenant la distance fibre-particule constante.

La Figure IV.9 (a) illustre la variation des contraintes résiduelles axiales ( $\sigma_x$ ) par rapport à la fraction volumique des particules dans la matrice, pour les trois points A, B, C (figure IV.5). En se référant à cette figure, une augmentation de la fraction de volume des particules conduit à une augmentation de la contrainte résiduelle ( $\sigma_x$ ) générée dans la matrice. L'augmentation de la contrainte résiduelle ( $\sigma_x$ ) est plus significative à l'interface matrice-particule.

La variation de la contrainte résiduelle longitudinale ( $\sigma_z$ ) dans la matrice aux points A, B, C est rapportée dans la Fig. IV.9(b) Selon cette figure, la contrainte longitudinale ( $\sigma_z$ ) diminue proportionnellement à l'augmentation de la fraction volumique de la particule. En outre, la variation de cette contrainte est remarquable à l'interface au point A, et presque négligeable aux autres points (B & C). L'analyse des variations des contraintes résiduelles dans la matrice, en particulier à l'interface matrice-particule, indique que ces contraintes sont plus sensibles pour des fractions volumiques  $V_r \leq 3,5\%$  et se stabilisent pour une fraction volumique d'environ 5%.



**Figure IV. 9: Variation des contraintes résiduelles dans un composite Hybride pour les points A, B et C en fonction de la fraction volumique de la particule AlN (a) contrainte suivant l'axe X, (b) contrainte suivant l'axe Z.**

#### **IV.3.4 Contraintes résiduelles thermiques par rapport à la forme de la particule**

Pour un aperçu plus approfondi de la dépendance des contraintes thermiques résiduelles aux différentes propriétés des particules de renforts, on étudiera ce qui suit l'effet de la forme des particules. Ainsi, les répartitions et intensités des contraintes résiduelles axiales suivant l'axe X et longitudinales suivant l'axe Z, générées dans la matrice Epoxy, pour des particules sphériques, coniques et cylindriques, sont illustrées dans les Figures IV.10

La figure IV.10(a) ; montre la variation de la contrainte résiduelle axiale ( $\sigma_x$ ) par rapport à la distance normalisée aux interfaces pour les trois formes de particules. Selon cette figure, la

## Chapitre IV : Analyse Numérique Des Contraintes Thermiques Résiduelles Dans Les Matériaux Composites Hybrides.

contrainte résiduelle radiale est plus élevée pour les particules cylindriques, et diminue des lors que la particule prend une forme angulaire.

Un comportement complètement opposé est observé dans la figure IV.10(b), illustrant les contraintes résiduelles longitudinales ( $\sigma_z$ ) induites le long de l'axe de la fibre. Le niveau de cette contrainte diminue à mesure que l'angularité de la particule augmente et prend sa plus faible intensité pour les particules cylindriques.

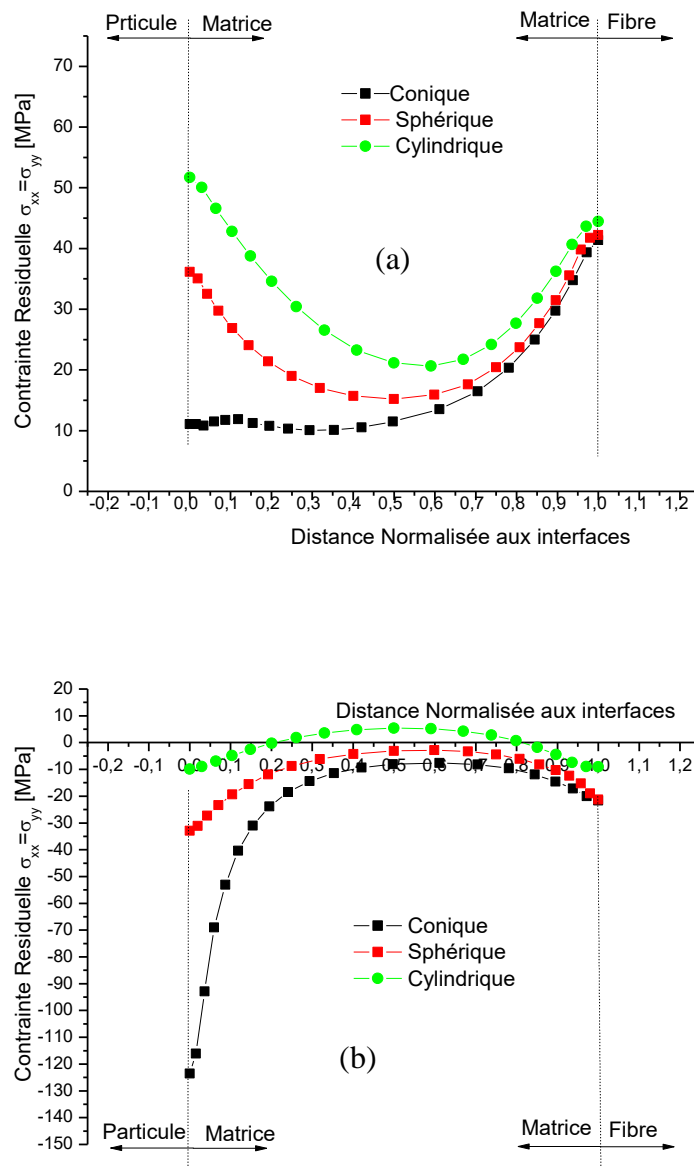


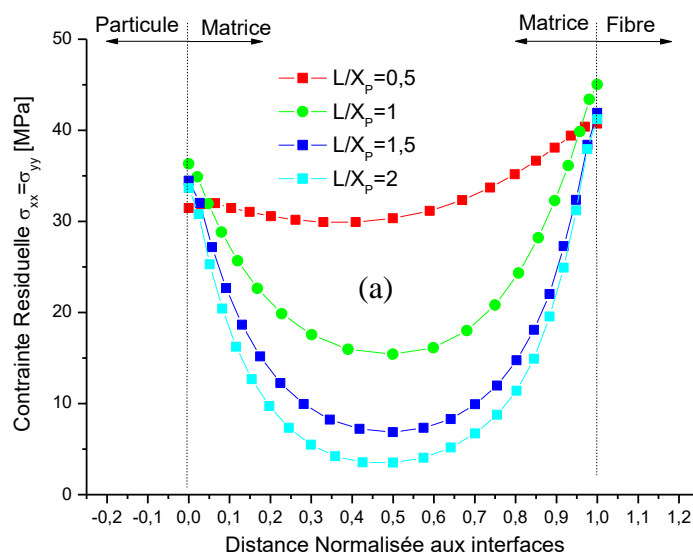
Figure IV. 10: Variation des contraintes résiduelles dans un composite Hybride le long de la ligne « AC » pour différents formes de particules de renforcement (a) contrainte suivant l'axe X (b) contrainte suivant l'axe Z.

### IV.3.5 Contraintes résiduelles thermiques par rapport à la distance entre particules et fibres

La contrainte thermique résiduelle varie également avec la distance entre renforts dans les composites. Par conséquent, et pour une étude plus détaillée, il est important de tenir en compte ce paramètre. À cet égard, la variation des contraintes résiduelles par rapport à la distance entre les fibres et particules est discutée ci-après.

La figue. IV.11 (a) rapporte la contrainte résiduelle axiale ( $\sigma_x$ ) générée dans la matrice Epoxy après refroidissement, le long de la ligne AC (figure IV.5) pour quatre distances normalisées fibre / particules :  $L / X_p = 0,5, 1, 1,5$  et  $2$ , où  $L$  : Distance variable,  $X_p$ : distance originale (Figure II.4). Selon cette figure, dans la mesure où la particule est plus proche des fibres, la contrainte radiale maintient un niveau élevé à l'intérieur de la matrice. Lorsque cette distance augmente, la contrainte résiduelle axiale ( $\sigma_x$ ) prend un profil plus courbé indiquant que le centre de la matrice est moins sollicité par les contraintes résiduelles.

Le même profil est observé pour la contrainte résiduelle longitudinale ( $\sigma_z$ ). En effet, selon la Figure IV.11(b) montrant la variation de la contrainte interne suivant l'axe de la fibre pour quatre distances fibres/ particules, il est clair que l'intensité de cette contrainte varie légèrement pour la fibre à proximité de la particule et prend une forme courbée pour des renforts espacés (particules / fibres)





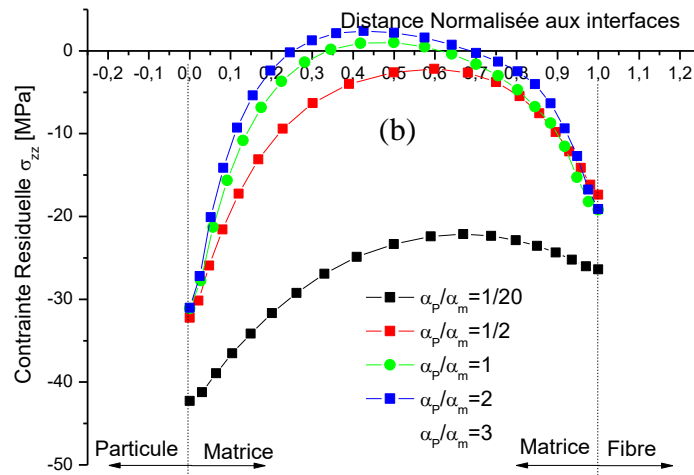


Figure IV. 11: Variation des contraintes résiduelles dans un composite Hybride le long de la ligne « AC » pour différentes distances particule-Fibre (a) contrainte suivant l'axe X (b) contrainte suivant l'axe Z.

#### **IV.4 DISCUSSION & CONCLUSION**

Une étude numérique en 3D des contraintes thermiques résiduelles induites par le processus d'élaboration pour deux types de composites à matrice polymère (composites à matrice renforcée par fibres courtes et composite hybride). Les résultats obtenus montrent que :

- Les contraintes résiduelles thermiques sont générées dans les composites 20% Vol. C (fibres) / Epoxy (matrice) comme conséquence directe de l'anisotropie thermomécanique entre la fibre et la matrice pendant le refroidissement. En outre, en raison de l'hypothèse d'une jonction parfaite et continue entre fibre et matrice, les gradients de contraintes résiduelles importantes se produisent à proximité de cette interface, en particulier à proximité du coin supérieur de la fibre. À mesure que l'on s'éloigne dans la matrice, l'effet d'interface disparaît et le composite se comporte comme un matériau homogène, conduisant à une diminution des contraintes résiduelles. La grandeur de ces contraintes peut atteindre des valeurs critiques, au-delà desquelles une fissure se déclenche à partir de la fibre et s'étend dans une direction radiale. Superposée à un chargement mécanique, cette probable fissure matricielle se développe en mode ouverture, ce qui nuit au mécanisme de transfert de charge.
- Les contraintes résiduelles augmentent proportionnellement avec la diminution de la température d'élaboration. Cela suggère qu'une diminution de la température d'élaboration peut réduire considérablement l'amplitude des contraintes résiduelles. Cependant, ceci ne peut être considéré en pratique, car la température d'élaboration a une conséquence directe sur la qualité de la liaison. Ainsi, le design d'un composite à matrice polymère doit satisfaire à un compromis entre une température d'élaboration assez élevée pour une cuisson complète et assez faible pour un niveau acceptable des contraintes thermiques résiduelles.
- Le composite hybride a été modélisé en trois phases séparées, à savoir la fibre courte en C et la particule AIN intégrée dans une matrice Epoxy. De cette façon, la simulation a été réalisée selon le principe de l'action combinée (la particule et la fibre). Cependant, en raison de la complexité du problème, la discussion a été menée en supposant que le composite hybride est une combinaison de deux composites distincts : C<sub>(Fibre)</sub> / Epoxy<sub>(matrice)</sub> et AIN<sub>(particule)</sub> / Epoxy<sub>(matrice)</sub>. Cette approche nous permet de supposer que les conclusions applicables pour le composite à fibre courte le sont aussi pour le composite hybride.

## **Chapitre IV : Analyse Numérique Des Contraintes Thermiques Résiduelles Dans Les Matériaux Composites Hybrides.**

---

- Le composite hybride 20% vol. C (fibres) / 5% vol. AIN (particule) / Epoxy (matrice) génère des contraintes résiduelles thermiques pendant le processus d'élaboration. Bien que ces contraintes aient un profil similaire dans la matrice à celui enregistré pour le composite classique (c'est-à-dire la contrainte axiale ( $\sigma_x$ ) en traction, et la contrainte longitudinale ( $\sigma_z$ ) en compression), les contraintes résiduelles générées dans le composite hybride sont plus importantes. Par conséquent, il est évident que l'existence des particules AIN perturbe les champs des contraintes résiduelles dans le composite. Cela s'explique par la présence d'un deuxième effet d'interface et par conséquent, pendant le refroidissement, la matrice sera soumise à des champs contraintes résiduelles superposées. Les particules AIN affectent la matrice Epoxy principalement à l'interface particule /matrice et ils n'ont presque aucun effet sur la fibre.
  
- Il est évident que la différence des coefficients de dilatation thermique ( $\alpha_{\text{Matrix}} - \alpha_{\text{Particles}}$ ) a un effet dominant sur la grandeur et le signe des contraintes résiduelles internes dans les composites à matrice polymère. En effet, la nature de la fissuration, si elle se produit, dépendra fortement du fait que le renfort se contracte plus ou moins que la matrice. Ainsi, pour une dilatation thermique de la particule inférieure à celle de la matrice, cette dernière génère entre les interfaces une contrainte radiale de traction, et une contrainte longitudinale ( $\sigma_z$ ) de compression. Par similitude avec la conclusion de Davidge et Green <sup>[5]</sup>, cela suggère qu'une fissure radiale pourrait se former aux arêtes précipitées dans la matrice pour les composites hybrides. De l'autre côté, pour la matrice en Epoxy avec un CTE très faible par rapport à l'inclusion, les contraintes résiduelles sont des contraintes axiales ( $\sigma_x$ ) de compression et des contraintes longitudinales ( $\sigma_z$ ) de traction, ce qui prédit une possible fissure radiale dans la matrice autour des particules.
  
- Les distributions des contraintes thermiques résiduelles dans le composite hybride varient également avec la fraction de volume des particules. Un grand volume de particule entraîne une augmentation du niveau de contrainte axiale ( $\sigma_x$ ), mais une diminution de la contrainte longitudinale. Ainsi, il est incontestable que la formation de fissures dépendra à la fois de la grandeur des contraintes résiduelles thermiques et de la taille de l'inclusion. Dans un niveau pratique, la contrainte résiduelle peut conduire à une fracture de la matrice pour un précipité supérieur à une certaine taille critique. Bien que la taille critique des particules soit largement impliquée dans les composites conventionnels renforcés par des particules [6-8], cette notion a été associée pour la première fois (à notre connaissance) à l'étude des contraintes thermiques résiduelles dans le composite hybride. Compte tenu de son

## **Chapitre IV : Analyse Numérique Des Contraintes Thermiques Résiduelles Dans Les Matériaux Composites Hybrides.**

---

importance, la taille de la particule doit être contrôlée, impliquant à la fois des techniques de préparation et d'élaboration.

- La forme des particules est un autre paramètre clé qui montre un effet important dans la distribution des contraintes thermiques résiduelles dans les composites [9]. Ainsi, Des particules pointues augmenteront le risque de fracture radiale en raison de la concentration intense des contraintes résiduelles axiales dans le coin de la particule.
- Pour compléter cette étude, l'effet de l'interaction particules-fibres sur les contraintes résiduelles thermiques a été mis en évidence. Les résultats indiquent que les zones du composite où la particule est trop proche de la fibre ; la matrice est très sollicitée, avec un profil presque linéaire. Ceci est dû à une superposition des champs de contraintes résiduelles provenant des deux renforts rapprochés. Un tel comportement peut conduire à une fracture de la matrice due à une concentration des contraintes dans la matrice. Par conséquent, il est de la plus haute importance que le processus d'élaboration permette une distribution appropriée des renforts.

## Chapitre IV : Analyse Numérique Des Contraintes Thermiques Résiduelles Dans Les Matériaux Composites Hybrides.

---

### REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :

- [1] Prasad DS , Shoba C (2015). *Experimental evaluation onto the damping behavior of Al/SiC/RHA hybrid composites*. Journal of Materials Research and Technology, In Press, doi:10.1016/j.jmrt.2015.08.001
- [2] Banerjee S, Sankar BV (2014). *Mechanical properties of hybrid composites using finite element method-based micromechanics*. Composites Part B: Engineering, Vol. 58, pp.318–327
- [3] Dlouhy I, Chlup Z, Boccaccini DN, Atiq S, Boccaccini AR (2003). *Fracture behaviour of hybrid glass matrix composites: thermal ageing effects*. Composites : Part A, vol. 34, pp. 1177–1185.
- [4] Mecirdi MA, Bouafia F, Boutabout B, Bourdim SM (2010). *3D finite element simulation of residual stresses in glass matrix composites*. Revue des composites et des matériaux avancés, Vol. 20 – n° 1, pp. 7-24.
- [5] Davidge RW, Green TJ (1968). *The strength of two-phase ceramic/glass material*. Journal of Materials Science, vol. 3, issue 6, pp. 629-634
- [6] Davidge RW, Green TJ (1968). *The strength of two-phase ceramic/glass material*. Journal of Materials Science, vol. 3, issue 6, pp. 629-634
- [7] V.R. Mastelaro, E.D. Zanotto (1996). *Residual-stresses in a soda-lime-silica glass-ceramic*. Journal of non-crystalline solids, vol. 194, issue: 3, pp. 297 - 304
- [8] Serbena FC, E.D. Zanotto (2012). *Internal residual stresses in glass-ceramics: A review*. Journal of Non-Crystalline Solids Vol.358, pp. 975–984.

## **CHAPITRE V : ANALYSE NUMERIQUE DES FISSURES INTERFACIALES LES MATERIAUX COMPOSITES FIBREUX.**

---

La performance du composite dépend largement de l'adhésion fibre/Matrice. Ainsi, il est important de comprendre les mécanismes de rupture des composites à un niveau microscopique. Durant ce chapitre, nous essaierons d'établir un modèle d'endommagement capable de mettre en évidence l'effet de plusieurs paramètres tel que la fraction volumique des fibres, et des défauts matriciels sur le facteur d'intensité des contraintes.

---

### **Sommaire du 5<sup>ème</sup> Chapitre**

<b>CHAPITRE V : ANALYSE NUMERIQUE DES FISSURES INTERFACIALES LES MATERIAUX COMPOSITES FIBREUX.</b>	<b>- 141 -</b>
<b>V.1 INTRODUCTION</b>	<b>- 142 -</b>
<b>V.2 MODELISATION DU PROBLEME</b>	<b>- 142 -</b>
<b>V.3 RESULTATS ET DISCUSSION</b>	<b>- 144 -</b>
V.3.1 Distribution des Contraintes à la Tête de la Fissure	- 144 -
V.3.2 Analyse du facteur d'intensité de contraintes	- 145 -
V.3.3 Variation des FICs en fonction de la fraction volumique de la fibre	- 147 -
V.3.4 Effets des Défauts Matriciels	- 148 -
<b>V.4 CONCLUSION ET DISCUSSION</b>	<b>- 153 -</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :</b>	<b>- 155 -</b>

## **V.1 INTRODUCTION**

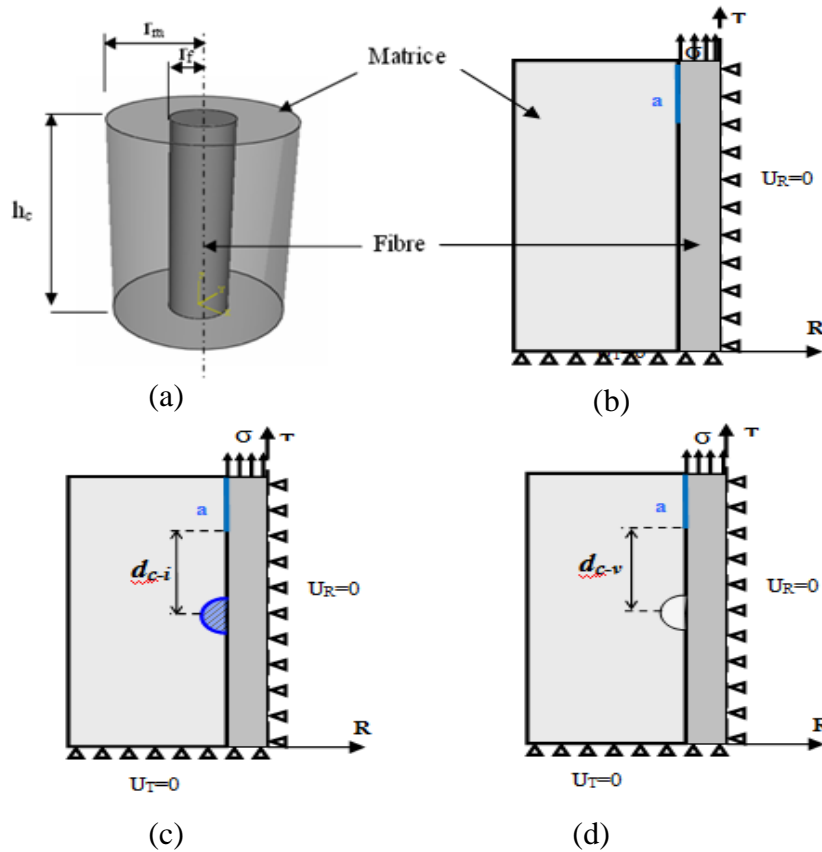
Les fibres continues renforçant des composites offrent des propriétés supérieures comparées aux alliages conventionnels. Ils ont été largement étudiés en raison de leurs potentielles applications dans plusieurs secteurs industriels [1]. Toutefois, durant leur élaboration, des fissures matricielles peuvent s'amorcer. Superposées à un chargement mécanique, ces fissures se développent et nuisent aux matériaux composites [2].

Les diverses modes de rupture des composites ont été décrits précédemment dans le chapitre I. Cependant, il est utile de rappeler que les majeurs mécanismes d'endommagement des composites fibreux sont une rupture de la matrice, de la fibre ou par décohésion de l'interface. Il est à souligner que les performances du composite dépendent largement de l'adhésion fibre/Matrice. Ainsi, il est important de comprendre ces modes à un niveau microscopique [3]. La technique des éléments finis a été largement employée pour analyser la propagation de fissures dans les composites (Meguid and Zhao, 2002 [4]; Aslantas, 2003 [5]; Ergun and al. 2005 [6]). Généralement ces études se sont basées sur une idéalisation d'une fissure à l'interface et le calcul des paramètres de rupture. Ainsi beaucoup de réponses ont été éclaircies.

Dans ce chapitre, nous irons plus loin dans ces compréhensions et nous essaierons de mettre en évidence l'influence des propriétés mécaniques des constituants du composite sur les facteurs d'intensité de contraintes, et également d'étudier l'interaction entre la fissure et les défauts (inclusion et microcavités)

## **V.2 MODELISATION DU PROBLEME**

Dans cette étude, une analyse par élément finis a été menée pour simuler la propagation de fissure annulaire située au bord du composite et à l'interface fibre/matrice sous une approche élastique. La position de la fissure est basée sur les résultats obtenus dans le paragraphe III.3.2. La géométrie utilisée est la même que celle décrite dans la figure II.1.a. Les deux constituants du composite sont parfaitement liés à l'exception de la fissure Interfaciale. Les conditions aux limites, appropriées à la symétrie, appliquées au modèle numérique sont indiquées sur la figure V.1. La fissure a été amorcée à l'interface entre la fibre et la matrice comme illustré sur la figure V.1(b). Par ailleurs, les modèles avec défauts, à savoir avec inclusion et microcavité, sont montrés sur la figure V.1(c) et IV.1(d). La simulation a été complètement réalisée à l'aide du logiciel par élément Finis Abaqus [7]



**Figure V. 1 : (a) la cellule élémentaire (b) le modèle axisymétrique avec la fissure interfaciale (c) le modèle axisymétrique avec fissure et inclusion (d) le modèle axisymétrique avec fissure et microcavité**

Quatre différents modèles ont été analysés. Ces modèles ne sont distincts que par différents rapports de modules d'élasticité de la fibre par rapport à la matrice :  $E_f/E_m = 1, 3, 5$  and  $7$ . Il est à noter que  $E_m$  et  $E_f$  sont les modules de Young de la matrice et la fibre respectivement. Les coefficients de Poisson de la fibre et de la matrice sont  $\nu_f = 0.2$  et  $\nu_m = 0.33$  respectivement.

Le maillage de la structure conditionne les résultats et leur fiabilité. En effet, il a été montré qu'un mauvais maillage peut entraîner des résultats erronés. Ainsi, le maillage a été choisi en fonction du type du problème à traiter, de la précision et du temps de la simulation. En outre, la région de l'interface a été divisée en petits cercles. En plus, le maillage a été particulièrement raffiné à proximité du front de la fissure pour l'obtention de résultats précis. Le modèle final, illustré figure V.2 a été maillé en utilisant des éléments quadrilatéraux iso-paramétrique à 8 nœuds avec un total de 1673 éléments.



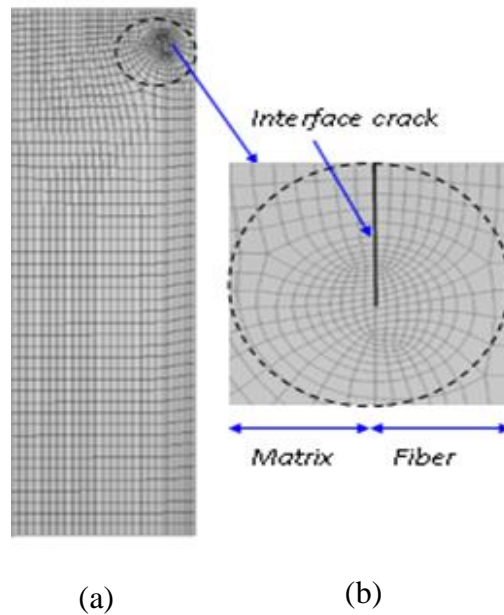


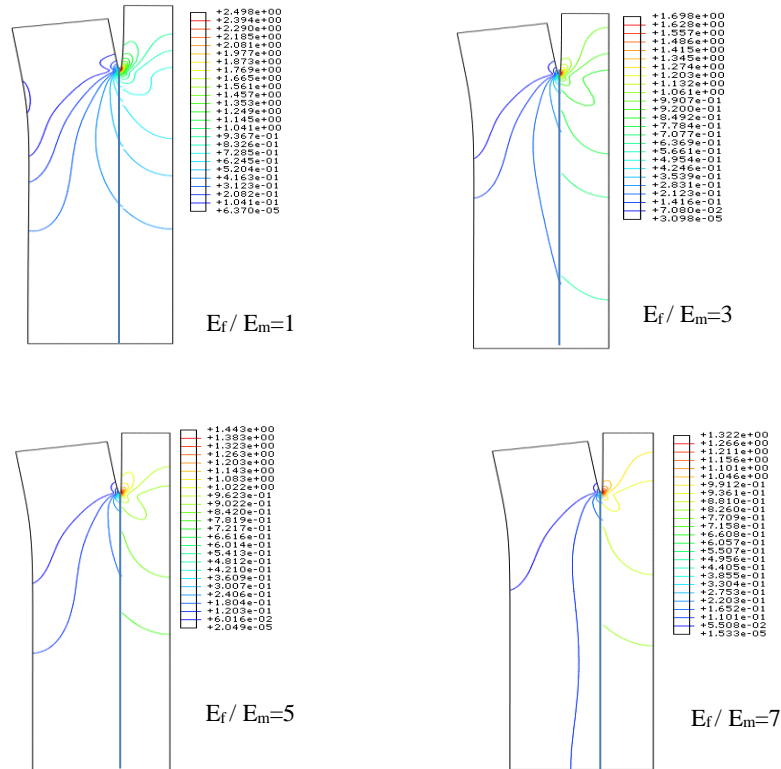
Figure V. 2: (a) Maillage de la structure, (b) Maillage raffiné à la tête de fissure

### V.3 RESULTATS ET DISCUSSION

#### V.3.1 Distribution des Contraintes à la Tête de la Fissure

Le composite, contenant une fissure initiée à l'interface de taille égale au diamètre de la fibre est soumis à un chargement de traction appliqué à la fibre comme l'indique la figure V.1. Les résultats obtenus sont représentés sur les figures V.3(a)-(d).

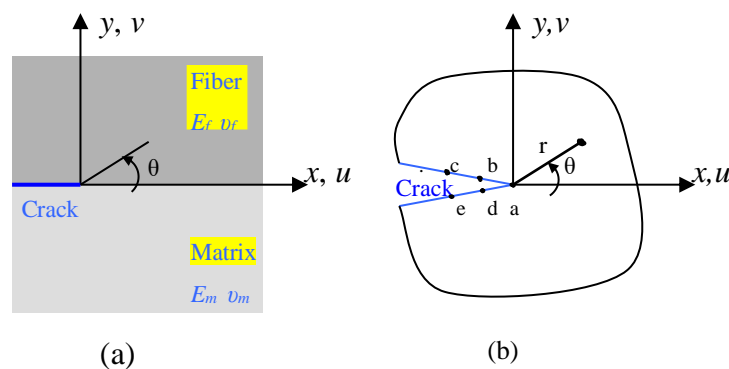
Ces figures illustrent la distribution de la contrainte équivalente de Von-Mises, normalisée à la contrainte appliquée  $\sigma_a$ , en fonction du rapport du module d'élasticité de la fibre par rapport à celui de la matrice. L'analyse des résultats indique que la tête de fissure est le siège de concentration des contraintes. Ce dernier est responsable de l'instabilité du défaut de fissuration. Par ailleurs, cette figure montre que le rapport de rigidité fibre/matrice contrôle l'intensité des contraintes en tête de fissures. En effet, les contraintes augmentent avec la diminution du rapport  $E_f / E_m$ . Elles sont les plus fortes dans le cas d'un matériau homogène ( $E_f = E_m$ ). Ces contraintes se relaxent fortement dans le cas des matériaux composites à matrice très peu rigide. En prenant en considération ces résultats, il paraît clair que le risque de propagation d'une fissure interfaciale dans un composite est d'autant plus élevé pour des constituants de même nature (matériau homogène).



**Figure V. 3:** la contrainte équivalent de Von-Misses normalisée à la contrainte appliquée  $\sigma$  à la tête de fissure pour  $a=2r_f$  et  $E_f=1, 3, 5$  and  $7E_m$ .

### V.3.2 Analyse du facteur d'intensité de contraintes

Pour l'évaluation du facteur d'intensité de contraintes KI et KII en tête de fissure, le déplacement relatif de 5 nœuds aux surfaces supérieures et inférieures de la fissure (Figure V.4) est déterminé en utilisant des solutions par élément finis. Les courbes des variations de KI et KII sont obtenues pour quatre valeurs du rapport  $E_f/E_m$ .

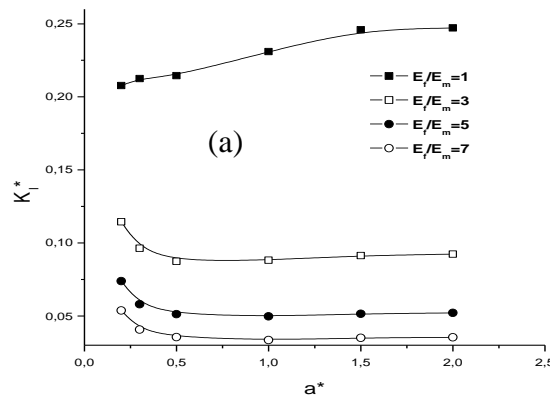


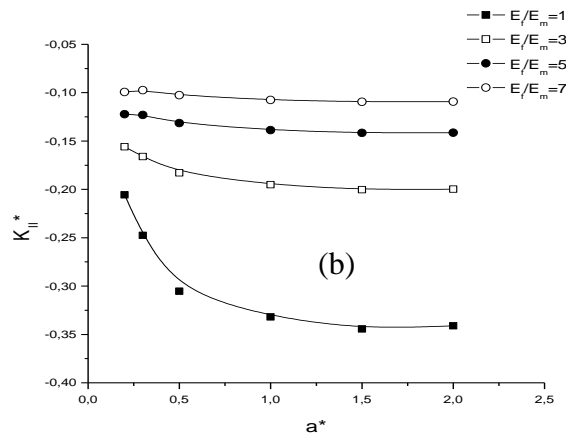
**Figure V. 4:** (a) La fissure d'interface entre la fibre et la matrice, (b) nœuds sur les surfaces de la fissure extrait de [5].

## Chapitre V : Analyse Numérique des Fissures Interfaciales les Matériaux Composites Fibreux.

La figure V.5(a) montre la variation non-dimensionnelle du facteur d'intensité de contraintes KI en fonction de la longueur de la fissure interfaciale normalisée. Il peut être constaté qu'à l'exception du cas  $E_f = E_m$ , le facteur en mode ouverture (KI) diminue légèrement à mesure que la fissure à l'interface augmente. En outre, KI diminue aussi quand le rapport  $E_f / E_m$  augmente. Toutefois il est à noter que quel que soit la valeur du ratio  $E_f / E_m$ , la valeur de KI est toujours positive. Ceci révèle que la contrainte appliquée entraîne une ouverture de la fissure.

D'autre part, la variation du facteur d'intensité de contraintes en mode glissement KII, illustrée dans la figure V.5(b), indique que KII augmente proportionnellement avec la longueur de la fissure Interfaciale. Cette figure montre également que la valeur absolue de KII est plus grande que celle de KI. En outre, le facteur d'intensité de contraintes en mode glissement KII est plus affecté par la hausse du rapport  $E_f/E_m$  que celui observé pour le facteur d'intensité de contraintes en mode ouverture (KI), spécialement pour un rapport  $E_f / E_m = 1$ . Par ailleurs, Il est connu que KII dicte la trajectoire de la ligne de propagation de la fissure. En effet, Erdogan et Sih [8] ont constaté que la fissure continue à avancer dans son propre plan quand elle est sujette à un pur mode-I. Par contre, un KII positif indique que la fissure dévie dans la direction  $-\theta$ , et un KII négatif cause sa propagation suivant l'angle  $+\theta$  (voir Figure V.1). Ainsi, les valeurs négatives de KII obtenues dans notre cas indiquent que la fissure tend à avancer dans la matrice [6].





**Figure V. 5: Variations non-dimensionnelle des facteurs d'intensité de contraintes en fonction de la longueur normalisée de la fissure interfacial pour différents rapports  $E_f/E_m$  (a) facteur d'intensité de contraintes en mode ouverture (KI), (b) facteur d'intensité de contraintes en mode glissement (KII).**

### V.3.3 Variation des FICs en fonction de la fraction volumique de la fibre

Cette partie de l'analyse se focalise sur comment la fraction volumique de la fibre affecte la rupture en mode ouverture et glissement de l'interface pour quatre valeurs du rapport  $E_f/E_m$ . Ainsi chaque ratio a été analysé pour cinq fractions volumiques de la fibre, à savoir 5 %, 10%, 20%, 35% et 50%.

Les résultats sont représentés dans les figures V.6(a) et V.6(b), illustrant respectivement la variation des facteurs d'intensité de contraintes normalisées "KI" et "KII" en fonction de la fraction volumique de la fibre pour différents rapports  $E_f/E_m$ . Les courbes obtenues de la variation des deux facteurs d'intensité de contraintes KI et KII montrent clairement une sensibilité à la fraction volumique de la fibre. Cet effet est relativement négligeable pour un rapport  $E_f/E_m=7$ , et devient plus marqué à mesure que ce ratio diminue. *Ceci nous mène à déduire que pour une forte fraction volumique de la fibre la possibilité de la propagation de la fissure le long de l'interface augmente, ceci est en accord avec les conclusions expérimentales de Wasik, 2005* <sup>[9]</sup>

## Chapitre V : Analyse Numérique des Fissures Interfaciales les Matériaux Composites Fibreux.

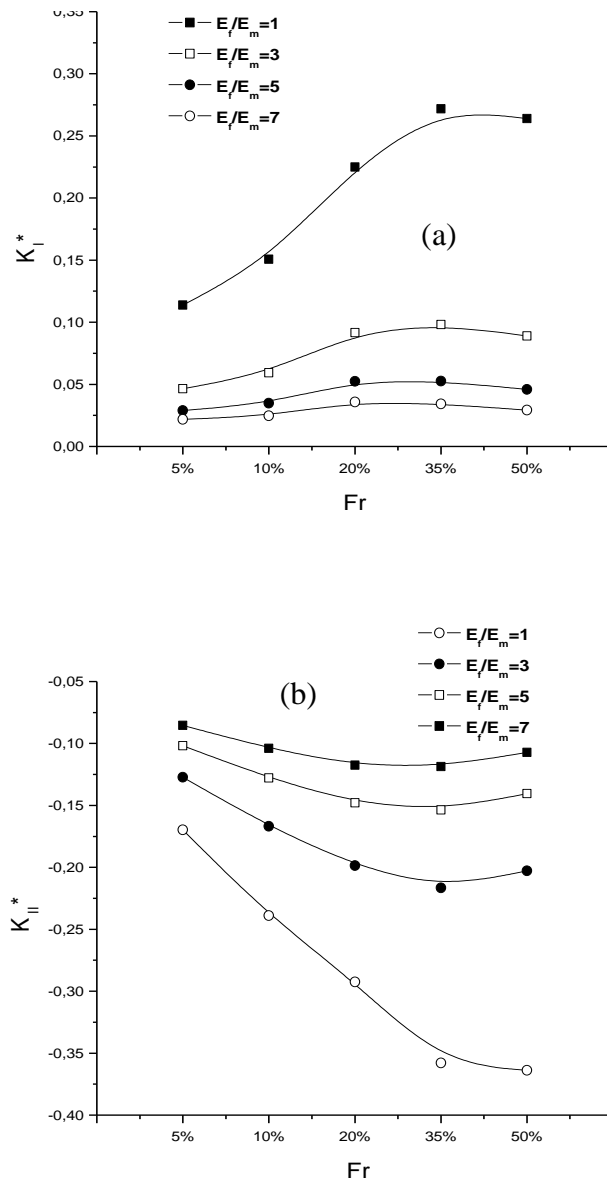


Figure V. 6: Variations non-dimensionnelle des facteurs d'intensité de contraintes en fonction de la fraction Volumique de la fibre pour différents rapports  $E_f/E_m$  (a) facteur d'intensité de contraintes en mode ouverture (KI), (b) facteur d'intensité de contraintes en mode glissement (KII).

### V.3.4 Effets des Défauts Matriciels

Il est bien connu que la présence des défauts dans les matériaux tels que les inclusions et les microcavités sont parmi les principales causes qui provoquent l'apparition de fissures [10].

La présente partie consiste à étudier l'interaction des fissures matricielles exprimées en facteur d'intensité de contraintes avec deux majeurs défauts matriciels à savoir l'inclusion et la microcavité.

## Chapitre V : Analyse Numérique des Fissures Interfaciales les Matériaux Composites Fibreux.

### V.3.4.1 Premier Cas : Fissure en interaction avec une inclusion

Afin de mettre en évidence l'effet de la position de l'inclusion, considérons une inclusion semi sphérique à l'interface fibre-matrice. La fissure est localisée à une distance  $d_{C-I}$  de cette inclusion (figure V.1) et se propage le long de l'interface fibre-matrice.

La figure V.7, illustre le niveau des contraintes normalisées de Von-Mises dans la cellule relative à 3 rapports  $E_I / E_m = 0.5, 3$  et  $7$  ( $E_I$  étant le module d'élasticité de l'inclusion) avec le rapport  $E_f / E_m = 5$ ,  $a / r_f = 1$ , et  $d_{C-I} / r_f = 2$ . L'analyse de cette figure montre que la contrainte maximale opère à la tête de fissure pour les quatre valeurs d' $E_I / E_m$ . Par ailleurs, il est clairement noté que la contrainte en aval de la fissure perd en intensité spécialement pour le rapport  $E_I / E_m$  égale  $0.5$ . Par contre, la distribution des contraintes est plus marquée pour des inclusions plus dures caractérisées par des ratios  $E_I / E_m$  plus importants ( $3$  et  $7$ ).

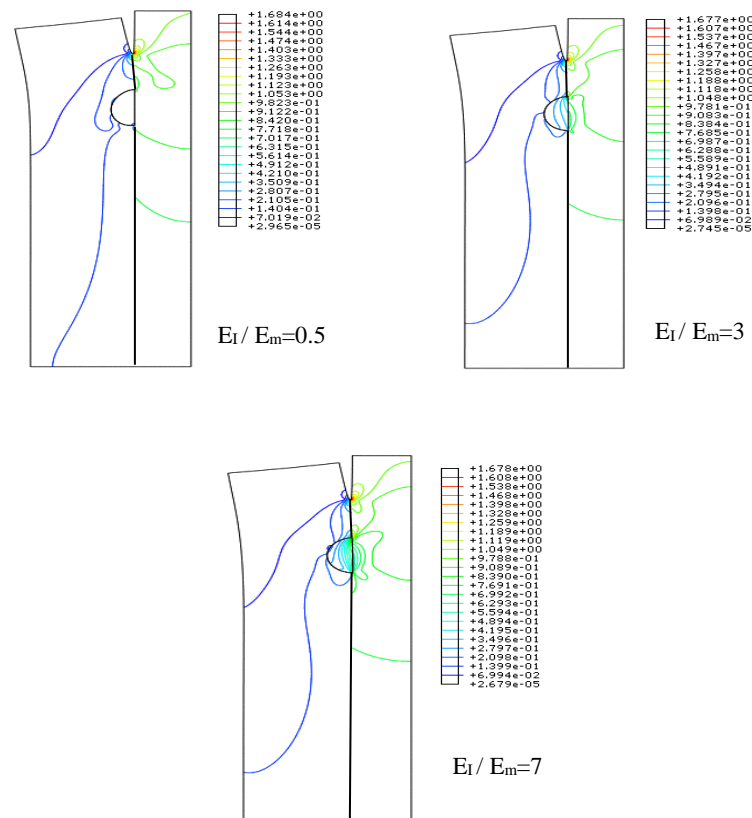
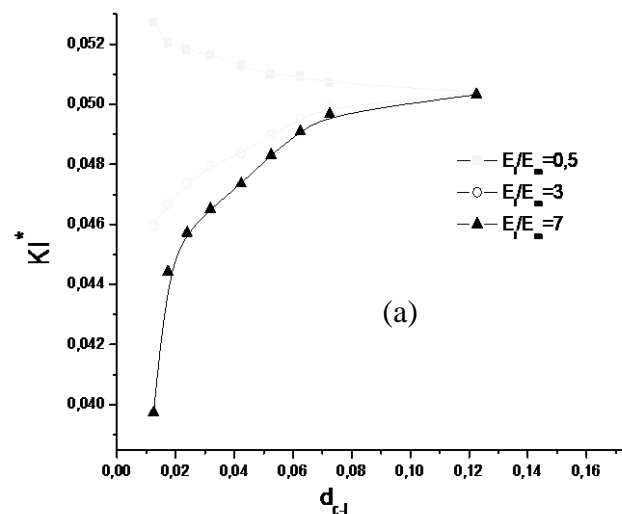
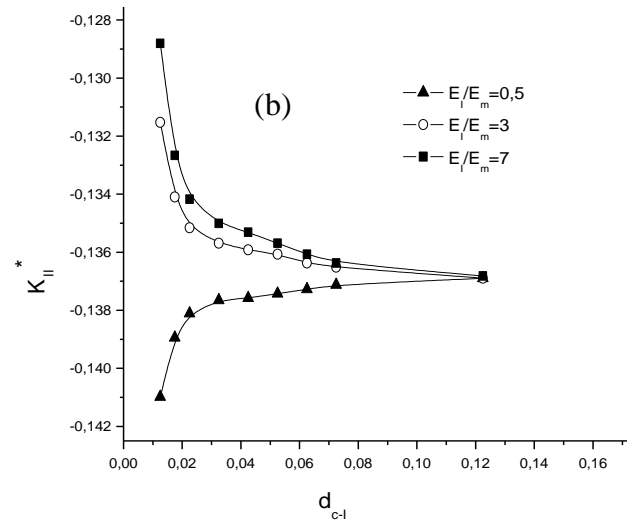


Figure V. 7: La contrainte équivalent de Von-Mises normalisée à la contrainte appliquée  $\sigma_a$  à la tête de fissure pour  $E_f / E_m = 5$ ,  $a / r_f = 1$ , et  $d_{C-I} / r_f = 2$  en fonction de différents rapport  $E_I / E_m = 0.5, 3$  et  $7$ : Cas d'une inclusion.

## Chapitre V : Analyse Numérique des Fissures Interfaciales les Matériaux Composites Fibreux.

En traçant la variation des FICs (KI et KII) normalisée en fonction de la distance Fissure-Inclusion  $d_{C-I}$  (Figure V.1), pour différents rapports de modules d'élasticité de l'inclusion par rapport à la matrice  $E_I/E_m$ , (Fig. V.8.a et V.8.b), il peut être révélé pour des inclusions plus dures que la matrice ( $E_I/E_m = 3$  and  $7$ ), les FICs (KI et KII) sont plus faibles. En plus, les valeurs des FICs sont moins intenses quand l'inclusion atteint la tête de fissure ( $d_{C-I} \sim 0$ ) et augmente proportionnellement à  $d_{C-I}$ . Dans ce cas, il peut être déduit que l'énergie à la tête de fissure diminue en approchant l'inclusion et la fissure se propage lentement. Donc, la fissure a tendance soit à s'arrêter ou à changer de direction de sa propagation. Par ailleurs un comportement opposé est observé pour le cas d'une inclusion moins dure que la matrice ( $E_I/E_m = 0.5$ ) où les FICs prennent leurs plus hautes valeurs, spécialement pour des faibles distances fissure-inclusion et diminuent au fur et à mesure que cette distance augmente. Ainsi, on peut conclure que quand la matrice est plus dure que l'inclusion, la fissure a tendance à accélérer, augmentant ainsi le risque de la ruine. Cependant, l'effet des inclusions devient négligeable pour des distances  $d_{C-I}$  importantes, et les facteurs d'intensité de contraintes (KI & KII) se stabilisent et prennent presque la même valeur, et ceci indépendamment des propriétés des inclusions.





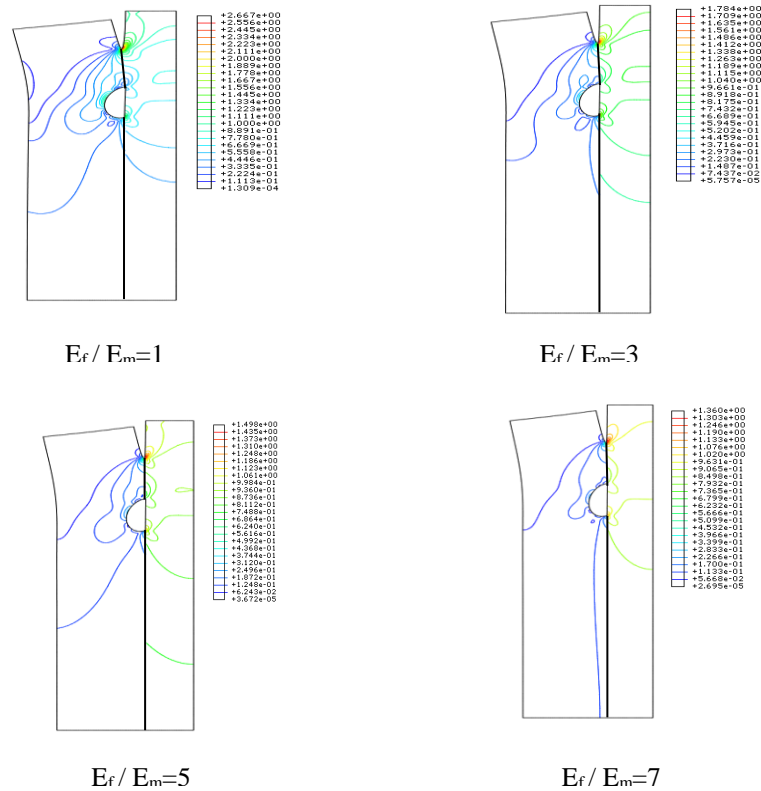
**Figure V. 8: Variations non-dimensionnelle des facteurs d'intensité de contraintes en fonction de la distance Fissure-Inclusion pour  $E_f/E_m = 5$ ,  $a/r = 1$ , et  $d_{c-I}/r_I = 2$  et des rapports  $E_f/E_m = 0.5, 3$  et  $7$ . (a) facteur d'intensité de contraintes en mode ouverture (KI), (b) facteur d'intensité de contraintes en mode glissement (KII).**

#### V.3.4.2 Second Cas : Fissure en interaction avec une Microcavité

Les microcavités sont les types de défauts les plus importants lors de l'élaboration [11]. Ces défauts sont responsables de la réduction des propriétés mécaniques du composite [12], il est donc important d'étudier l'effet de l'interaction fissure-microcavité. Par conséquent, une fissure, d'une longueur égale à  $r_f$  située à l'interface fibre / matrice, est supposée se propager vers une microcavité sur une distance cavité-fissure,  $d_{C-v} = 2 r_f$ .

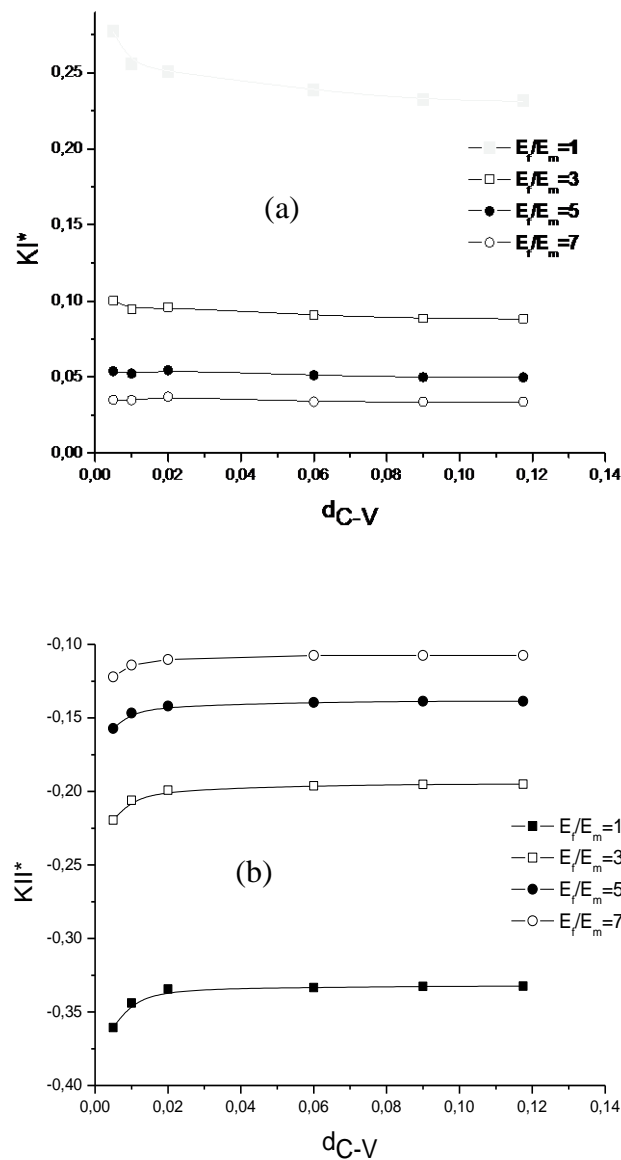
La figure V.9, représente le niveau des contraintes équivalentes normalisées de Von-Mises, dans la cellule élémentaire pour quatre différents rapports du module d'élasticité  $E_f/E_m = 1, 3, 5$  and  $7$ . A partir de ces figures il parait clair que ces contraintes sont intensivement localisées à la tête de la fissure pour les quatre valeurs de  $E_f/E_m$ . Cette concentration est d'autant plus notable pour de faible rapports  $E_f/E_m$ , et se dissipe au fur et à mesure que ce ratio devient plus important. Cette observation est expliquée par une relaxation des contraintes dans le cas des matériaux composites à matrice très peu rigide et ceci indépendamment de l'existence de la microcavité. Toutefois, une comparaison de la répartition des contraintes dans les modèles avec une microcavité à ceux sans défauts (figure V.3) indique que la présence de ce défauts provoque un gradient légèrement plus élevé.





**Figure V. 9: La contrainte équivalente de Von-Misses normalisée à la contrainte appliquée  $\sigma_a$  à la tête de fissure pour  $a / r = 1$ , et  $d_{C-v} / r_f = 2$  en fonction de différents rapport  $E_f / E_m = 1, 3, 5$  et  $7$  : Cas d'une microcavité.**

Les variations des facteurs d'intensité de contraintes KI et KII normalisés en fonction de la distance fissure-microcavité ( $d_{c-v}$ ) pour différents rapports  $E_f / E_m$  sont illustrés figures V.10(a) et V.10(b). L'analyse de ces figures indique que les facteurs d'intensité des contraintes en mode ouverture et en mode glissement (KI et KII) augmentent quand le ratio  $E_f / E_m$  diminue. En plus, les valeurs de FICs sont légèrement plus intenses pour des faibles distances fissure-microcavité ( $d_{c-v} \sim 0$ ). Ainsi, il peut être déduit qu'en s'approchant de la cavité, l'énergie de la fissure augmente, ce qui accélère la propagation de cette fissure. Cependant, il est à souligner que quand la fissure atteint la cavité ( $d_{c-v} = 0$ ) elle a tendance à s'arrêter. Ceci est expliqué par la diminution de la concentration des contraintes due à un large rayon de la tête de fissure. Par ailleurs, les FICs se stabilisent pour une large distance entre la fissure et la porosité.



**Figure V. 10: Variations non-dimensionnelles des facteurs d'intensité de contraintes en fonction de la distance Fissure-Inclusion pour  $E_f/E_m = 5$ ,  $a/r = 1$ , et  $d_{C-I}/r_I = 2$  et des rapports  $E_f/E_m = 0.5, 3$  et  $7$ . (a) facteur d'intensité de contraintes en mode ouverture (KI), (b) facteur d'intensité de contraintes en mode glissement (KII).**

#### V.4 CONCLUSION ET DISCUSSION

La présente étude présente une analyse par éléments finis basée sur la mécanique de rupture élastique linéaire d'un problème de fissure interfaciale dans des composites à architecture fibreuse. Ainsi, un modèle bidimensionnel a été utilisé pour évaluer les facteurs d'intensité de contrainte KI et KII pour une fissure en forme annulaire prise au bord de la structure à l'interface entre la fibre et la matrice.

## **Chapitre V : Analyse Numérique des Fissures Interfaciales les Matériaux Composites Fibreux.**

---

Les résultats de l'analyse montrent que la concentration des contraintes la plus élevée est située sur les faces de la fissure et diminuent lorsque le rapport  $E_f / E_m$  augmente. Les valeurs des facteurs d'intensité de contraintes (KI et KII) augmentent en valeurs absolues en fonction de l'augmentation de la longueur des fissures. Le facteur d'intensité de contrainte en mode ouverture KI prend des valeurs positives, ce qui indique que la contrainte appliquée sur la fibre s'exerce pour ouvrir les faces de fissure. Le facteur d'intensité de contrainte KII en mode glissement prend des signes négatifs avec des valeurs absolues plus élevées que celles de KI; cela indique que la fissure a tendance à progresser dans la matrice. En outre, le facteur d'intensité de contrainte en mode glissement KII est plus affecté que le facteur d'intensité de contrainte en mode ouverture KI lorsque la valeur de  $E_f / E_m$  diminue. Une large fraction volumique de la fibre augmente la possibilité de propagation de la fissure le long de l'interface. Les résultats ont indiqué que les défauts de la matrice affectent la croissance des fissures dans les composites. En effet, il a été montré qu'en la présence proche d'inclusions dures (par rapport à la matrice), la fissure a tendance soit à s'arrêter, soit à changer la direction de propagation. À l'inverse, les inclusions moins dures ont tendance à accélérer la propagation de la fissure. Les facteurs SIF se stabilisent lorsque l'inclusion s'éloigne de fissure. Par ailleurs, à l'approche d'une microcavité, la concentration de contraintes à la tête de fissure augmente et la fissure se propage plus rapidement.

## Chapitre V : Analyse Numérique des Fissures Interfaciales les Matériaux Composites Fibreux.

---

### REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DANS L'ORDRE DE CITATION :

- [1] Pirondi A and Collini L (2009). *Analysis of crack propagation resistance of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particulate-reinforced composite friction stir welded butt joints*. International Journal of Fatigue, Volume 31, Issue 1, pp. 111-121.
- [2] Peters PWM, Xia Z, Hemptenmacher J and Assler H (2001). *Influence of interfacial stress transfer on fatigue crack growth in SiC-fibre reinforced titanium alloys*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume 32, Issues 3-4, pp. 561-567.
- [3] Mecirdi MA; Boualem S (2015). *Computation of the stress intensity factors (SIF) for interface cracks in fibrous composite*. Journal of Composite and Advanced Materials VOL 25/3-4, pp.311-325.
- [4] Meguid SA and Zhao X (2002). *The Interface Crack Problem of Bonded Piezoelectric and Elastic Half Space Under Transient Electro-Mechanical Loads*. Journal of Applied Mechanics, volume 69, 2002, pp. 244-53.
- [5] Aslantas K. A (2003). *Different approach for calculation of stress intensity factors in continuous fiber reinforced metal matrix composites*. International Journal of Solids and Structures, Volume: 40, Issue: 26, pp.7475-7481.
- [6] Ergun E, Aslantaş K and Tasgetiren S (2008). *Effect of crack position on stress intensity factor in particle-reinforced metal-matrix composites*. Mechanics Research Communications, Volume 35, Issue 4, pp. 209-218.
- [7] ABAQUS 6.14(2014). *ABAQUS/CAE USER'S GUIDE*. Dassault Systèmes Simulia Corp.
- [8] Erdogan F and Sih G.C (1963). *On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear*. ASME Journal of Basic Engineering, volume 85, pp. 519–527.
- [9] Wasik T (2005). *Effect of fiber volume fraction on fracture mechanics in continuously reinforced fiber composite materials*. Theses and Dissertations, University of South Florida, Paper 905.
- [10] Achour T, Bachir Bouiadjra B, Ouinas D, Kaddouri K (2007). *Analysis of the effect of notch–inclusion interaction in a plate under tensile load*. Computational Materials Science, Volume 39, Issue 3, pp. 495-50.
- [11] Huang H and Talreja R (2005). *Effects of void geometry on elastic properties of unidirectional fiber reinforced composites*. Composites Science and Technology, Volume 65, Issue 13, pp. 1964–1981.
- [12] Prakash R. *Significance of defects in the fatigue failure of carbon fiber reinforced plastics*. Fibre Science and Technology Volume 14, Issue 3, 1981, Pages 171-18.

---

### CONCLUSION GENERALE & PESPECTIVES

Ce travail centré sur l'analyse du comportement thermomécanique des composites, s'inscrit dans un contexte scientifique et technologique très actuel. Les objectifs tracés sont :

- Modéliser par éléments finis, les contraintes résiduelles d'élaboration, dans les composites à architecture fibreuse et Hybride.
- Associer les contraintes à un éventuel endommagement en utilisant la méthode des éléments finis étendus.
- Analyser par éléments finis la propagation d'une fissure interfaciale dans un composite fibreux.

La mise en œuvre d'une simulation sur des gammes de températures relativement élevées a demandé un investissement temporel important notamment en ce qui concerne les propriétés des matériaux, la modélisation des phénomènes relatifs aux comportements des matériaux, le développement de modèles d'étude fiables, et la recherche d'erreurs. Ces phases essentielles permettent, lorsqu'elles sont menées à bien, une bonne connaissance des limites expérimentales. C'est pourquoi, tout au long de ce travail, le but visé n'était pas de faire des mesures, mais d'obtenir des modèles justes, sensibles et fidèles.

Les composites modèles « monofilamentaires » correspondent bien à notre méthodologie et répondent à nos préoccupations. Leurs géométries simples permettent une implantation rapide des données et des modifications. Ceci a permis d'entreprendre toute une campagne de simulations dont la synthèse se rapporte aux points suivants :

- ☞ Quel que soit la nature du matériau composite, leur élaboration engendre des contraintes normales (radiales, circonférentielles, longitudinales et de cisaillements) ;
- ☞ Les larges volumes élémentaires représentatifs constitués de multifibres engendrent une précision plus importante. Néanmoins, le volume élémentaire représentatif unifilaire de configuration cylindrique avec les conditions aux limites appropriées est capable de décrire qualitativement l'aspect macroscopique des contraintes thermiques résiduelles dans un composite fibreux.
- ☞ L'écart entre les propriétés thermomécaniques de la matrice et de la fibre est la cause principale de l'existence des contraintes résiduelles thermiques résiduelles dans le matériau composite ;
- ☞ La nature des contraintes thermique (tension, compression) dépend du signe de la différence des coefficients de dilatation ( $\Delta\alpha$ ) ; celui-ci détermine non seulement l'état des contraintes, mais également leurs niveaux

## Conclusion Générale et Perspectives

---

- ☞ La température d'élaboration des matériaux composites détermine le niveau des contraintes internes. Ce paramètre important doit être optimisé afin d'avoir à la fois une forte adhésion fibre/matrice et de contraintes résiduelles acceptables ;
- ☞ L'analyse entreprise a permis d'identifier la fraction volumique des fibres, comme un paramètre prédominant et qui influence la répartition et le niveau des contraintes thermiques résiduelles. Ainsi, les zones de concentration des renforts dans un composite peuvent être considérées comme des zones à risques.
- ☞ L'interposition d'une troisième phase appelé Interphase joue le rôle à la fois de protectrice de la fibre et de réductrice des contraintes résiduelles ; son utilisation est d'une grande importance pour la mise en œuvre, la mise en service et la durée de vie de ce composite.
- ☞ La loi du comportement mécanique de la matrice conditionne le niveau des contraintes résiduelles thermiques. En effet, comparativement aux approche élastiques et élastoplastique, l'approche viscoplastique dans les composites à matrice métallique conduit à une relaxation beaucoup plus importante, indiquant que les autres lois de comportements conduisent à des résultats surestimés.
- ☞ La méthode des éléments finis a été introduite dans cette étude comme alternative à la méthode classique des éléments finis. Cette méthode (XFEM), et contrairement à la MEF permet d'associer les contraintes résiduelles à un éventuel endommagement. Ainsi, des zones de risque caractérisées par une prédisposition à la fissuration ont été identifiées.
- ☞ Similaire au composite classique, les composites avancés dits Hybrides génèrent aussi des contraintes résiduelles thermiques pendant leur processus d'élaboration. L'existence de la deuxième interface perturbe le champ des contraintes résiduelles dans ce type de composite.
- ☞ Les contraintes résiduelles dans un composites hybride sont dictées par l'écart des propriétés thermomécaniques entre les différents constituants et influencées par les paramètres de design telle que la fraction volumique du second renfort et sa position.
- ☞ L'étude de la propagation de fissures interfaciales dans un composite fibreux, interprétées en termes de facteurs d'intensité de contraintes, a permis d'identifier plusieurs paramètres critiques. Ainsi, la rigidité de la matrice par rapport à la fibre, la fraction volumique de la fibre, l'existence de défauts ont été caractérisés comme des paramètres importants et qui conditionnent le mode et la trajectoire de la propagation des fissures.

### PERSPECTIVES

- Analyser les contraintes résiduelles sous une approche élasto-viscoplastique ;

L'étude numérique actuelle a été réalisée dans le cadre de perspectives tracé préalablement et s'inscrit dans une continuité des travaux entrepris pour développer une compréhension plus approfondie des contraintes résiduelles. Cependant, un effort important est encore requis :

- Développer un modèle permettant d'analyse et permettant de prendre en considération les propriétés de l'interface renforts/matrice.
- Associer la répartition des contraintes résiduelles aux défauts matriciel
- Mettre en évidence l'influence de l'orientation des fibres et / ou des particules sur ces contraintes d'élaboration.