

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE



MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR  
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE DJILLALI LIABES DE SIDI BEL ABBES

FACULTE DE TECHNOLOGIE  
DÉPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

## THESE

Pour l'obtention du diplôme de

**Doctorat 3<sup>eme</sup> cycle LMD**

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Mécanique des matériaux

Présentée Par: **M<sup>me</sup> RAMDOUM Sara**

# Comportement de fissures dans les matériaux composites.

Soutenue le juin 2018 devant la commission d'examen :

SERIER Boualem	Professeur	UDL-SBA	Président
BOUTABOUT Benali	Professeur	UDL-SBA	Examineur
BOUZIANE Mohamed Mokhtar	M.C.A	U.Mascara	Examineur
BOUAFIA Farida	M.C.A	C.U-Ain Témouchent	Directeur de thèse
FEKIRINI Hamida	M.C.A	UDL.SBA	Co-Directeur de thèse

2017-2018

## Remerciements

Nous tenons tout d'abord à remercier Dieu le tout puissant et miséricordieux, qui nous a donné la force et la patience d'accomplir ce travail.

Tout d'abord, J'exprime mes profonds remerciements à mon cher directeur de laboratoire, le professeur B. SERIER pour l'aide compétente qu'il m'a apportée, pour sa patience et son encouragement à finir un travail commencé il y a cinq ans. Son œil critique m'a été très précieux pour structurer le travail et pour améliorer la qualité des différentes sections. Je lui suis très reconnaissante de m'avoir fait bénéficier tout au long de ce travail de sa grande disponibilité, de sa rigueur intellectuelle, de son dynamisme, et de son efficacité certaine que je n'oublierai jamais. Soyez assuré de mon attachement et de ma profonde gratitude.

Je tiens à remercier spécialement ma Co-directrice M<sup>me</sup> H. FEKIRINI pour m'avoir cru en moi et qui a assumé la charge que représente la direction d'une thèse. Qu'elle soit remercié de la confiance qu'elle m'accordée et de l'intérêt qu'elle a manifesté pour ce travail et qui m'a permis d'arriver au bout de cette thèse ainsi que M<sup>me</sup> Bouafia F.

J'exprime ma gratitude aux membres de mon jury de thèse: le professeur B. SERIER d'avoir accepté de présider le jury, Monsieur B. BOUTABOUT et Monsieur M.M BOUZIANE. Pour l'honneur qu'ils m'ont fait d'avoir accepté de faire partie du jury en qualité d'examineurs.

J'exprime aussi ma gratitude et remerciements les plus particulières à M<sup>r</sup> S. BENBAREK pour sa modestie et de l'intérêt qu'il a manifesté pour ce travail.

Mes remerciements vont aussi à ma famille, dont je cite mes parents, mes frères et sœurs, pour leurs affections maintes fois renouvelée. Et mes amis qui, avec cette question récurrente, « quand est-ce que tu la soutiens cette thèse ? », m'ont permis de ne jamais dévier de mon objectif final. Merci à ma meilleure amie que je la considère comme ma sœur Afaf KADDOURI.

A toute personne qui m'a encouragé à finir ce travail par des gestes d'amitié dont je suis reconnaissante.

## Résumé

De nombreuses études ont été menées sur l'élaboration à l'échelle microscopique des matériaux composites. D'autre part, de l'élaboration des composites à des températures relativement élevées résultent des contraintes résiduelles fortement localisées dans la fibre et la matrice au voisinage très proche de leur interface. Ces contraintes de cisaillement mettent la fibre en compression et la matrice en tension. L'objectif de ce travail est donc d'étudier, tridimensionnellement par la méthode des éléments finis, l'effet de ces contraintes sur le comportement de fissures initiées dans deux types de composites constitué d'une matrice en aluminium (Al) renforcée par des fibres en alumine ( $Al_2O_3$ ) et un autre composite d'une matrice Epoxy renforcé par des fibres en Carbone. Ce comportement est analysé en termes de variation des facteurs d'intensité de contraintes en modes I, II et III. L'effet de plusieurs paramètres a été étudié. Ce travail rentre dans ce contexte et a pour objectif l'analyse du comportement de fissures initiées dans un composite à matrice métallique et organique renforcée par des fibres unidirectionnelles en céramique. Cependant, le besoin de modèles complets et fiables pour la prédiction du comportement thermique et thermomécanique, devient une nécessité cruciale pour l'élaborateur des matériaux composites. De plus, le comportement est altéré par des paramètres liés à un chargement extérieur comme la température et l'effort mécanique. À la lumière des résultats numériques obtenus, La modélisation montre un effet sur la genèse des contraintes internes pour un VER fiable et convenable d'un matériau composite avec des contraintes internes les plus faibles possibles. Les résultats obtenus montrent clairement que le décollement angulaire entraîne une amplification de l'intégrale J et par conséquent l'augmentation de la cinétique de propagation de fissure pour un motif hexagonal.

## Abstract

Many studies have been conducted on composite materials, concerning the development at the microscopic scale. On the other hand, the elaboration of the composites at relatively high temperatures results in highly localized residual stresses in the fiber and the matrix in the neighborhood very close to their interface. These shear stresses put the fiber in compression and the matrix in tension. The objective of this work is thus to study, three-dimensionally by the finite element method, the effect of these constraints on the

behavior of cracks initiated in two types of composites consisting of an aluminum matrix (Al) reinforced by alumina fibers ( $Al_2O_3$ ) and another composite of an Epoxy matrix reinforced with carbon fibers. This behavior is analyzed in terms of variation of stress intensity factors in modes I, II and III. The effect of several parameters has been studied. This work fits into this context and aims to analyze the behavior of cracks initiated in a metal and organic matrix composite reinforced by unidirectional ceramic fibers. However, the need for complete and reliable models for the prediction of thermal and thermomechanical behavior becomes a crucial necessity for the developer of composite materials. In addition, the behavior is altered by parameters related to external loading such as temperature and mechanical stress. In light of the numerical results obtained, the modeling shows an effect on the genesis of internal stresses for a reliable and suitable VER of a composite material with the lowest possible internal stresses. The results obtained clearly show that the angular detachment results in an amplification of the integral J and consequently the increase in crack propagation kinetics for a hexagonal motive.

## المخلص

اجريت العديد من الدراسات على التطوير المجهري للمواد المركبة. ومن ناحية أخرى، ينتج عن تكوين هذه المواد المركبة عند درجات حرارة عالية نسبيا ضغوطات متبقية متمركزة إلى حد كبير في المنطقة المتواجدة بين الألياف والمصفوفة. تضع ضغوطات القص الألياف في الضغط والمصفوفة في التوتر. الهدف من هذا العمل هو دراسة ثلاثية الأبعاد لأثر هذه القيود على سلوك التشققات بواسطة طريقة العناصر المحددة، التي يتم معالجتها في نوعين من المواد المركبة؛ المادة الأولى مكونة من مصفوفة ألومنيوم (Al) معززة بألياف ألومينا ( $Al_2O_3$ ) والمادة الأخرى مركبة من مصفوفة إيبوكسية (Epoxy) معززة بألياف الكربون (C). يتم تحليل هذا السلوك من حيث اختلاف عوامل شدة الإجهاد في الأنماط الأول والثاني والثالث. وبذلك تم دراسة تأثير العديد من المتغيرات على هذه المواد. وفي هذا الإطار تهدف هذه الدراسة إلى تحليل سلوك التشققات الموجودة في المادة المركبة بمصفوفة معدنية وعضوية معززة بألياف سيراميك أحادية الاتجاه. ومع ذلك، فإن الحاجة إلى نماذج كاملة وموثوقة للتنبؤ بالسلوك الحراري والميكانيكي الحراري تصبح ضرورة حاسمة لمطوري المواد المركبة. بالإضافة إلى ذلك، فإنه يتم تغيير السلوك من خلال المتغيرات المتعلقة بالتحميل الخارجي مثل درجة الحرارة والضغط الميكانيكي. في ضوء النتائج العددية التي تم الحصول عليها، تُظهر النمذجة تأثيراً على نشأة الإجهادات الداخلية من أجل VER موثوق ومناسب من مادة مركبة ذات أدنى إجهادات داخلية ممكنة. تظهر النتائج التي تم الحصول عليها بوضوح أن انفصال الزاوية يؤدي إلى تضخيم المتكامل J وبالتالي زيادة في حركية انتشار التشقق بالنسبة للنمط السداسي.



# Sommaire

## Partie I

### Chapitre I Elaboration des composites

I.1 Définition.....	1
I.2 Elaboration des composites.....	2
I.3 Procédés d'élaboration des composites.....	3
a) <i>Composites corroyés</i> .....	3
b) <i>Composites moulés</i> .....	4
c) <i>Composites préimprégné</i> .....	6
d) <i>Le procédé Cold Spray</i> .....	7
I.4 Matières premières.....	8
I.4.1 Caractérisation du liant métallique.....	9
I.5 Elaboration des composites à matrice organique renforcée par des fibres en céramique.....	11
I.6 Elaboration des composites à matrices métalliques.....	12
I.6.1 Diffusion à l'état solide.....	12
a) <i>La voie feuillarde</i> .....	12
b) <i>La voie PVD</i> .....	13
c) <i>La voie plasma</i> .....	14
d) <i>La voie liquide</i> .....	14
a) <i>Exemple d'élaboration du PP-FVC</i> .....	15
I.6.2 Elaboration des composites à matrice métallique à renfort continus unidirectionnels.....	16
a) <i>Différentes méthodes d'élaboration</i> .....	16
I.7 Quelques types d'application de matériaux composites.....	17

### Chapitre II Comportement mécanique des composites.

II.1 Comportement mécanique du composite unidirectionnel.....	21
II.2 Comportement mécanique des composites tissés.....	23
II.3 Comportement mécanique du pli unidirectionnel.....	24
II.4 Comportement mécanique à l'interface.....	25
II.5 Comportement mécanique d'un composite à fibres longues unidirectionnelles.....	26
II.5.1 Comportement élastique d'un matériau composite unidirectionnel.....	30

### Chapitre III Endommagement des matériaux composites.

III.1 Définition de l'endommagement.....	33
III.2 Endommagement d'origine thermique.....	34
III.3 Technique de détection de l'endommagement.....	35
III.3.1 Méthodes de caractérisation.....	35
a) Microscopie optique.....	35
b) Radiographie X.....	35

III.3.2	Détection des ruptures de fibres dans le composite verre/époxy.....	36
III.3.3	Détection des ruptures de fibres dans le composite carbone/époxy.....	36
III.5	Méthode numérique par calcul éléments finis.....	38
III.5.1	Méthode d'avancée virtuelle de fissure (VCE).....	38
III.5.2	Méthode de fermeture virtuelle de fissure (VCCT).....	38
III.6	Mécanismes d'endommagement dans les composites.....	39
III.4	Modélisation de l'endommagement.....	40
III.4.1	Modèle d'endommagement isotrope.....	41
III.4	Critères d'endommagements.....	42
III.3.1	Critères de propagation de fissures.....	42
III.3.2	Critère de la contrainte principale maximale.....	43
III.3.3	Critère de la contrainte circonférentielle maximale.....	43
III.3.4	Énergie de rupture interfaciale.....	44
III.6.1	Caractéristiques des mécanismes d'endommagement.....	45
	a) <i>Fissuration matricielle</i> .....	45
	b) <i>Décohésion de l'interface fibre/Matrice</i> .....	47
	c) <i>Rupture des fibres</i> .....	48
	d) <i>Propagation de la rupture dans des différents cas d'adhérence fibre-matrice</i> .....	50
	e) <i>Étapes des micro-endommagements dans les composites</i> .....	53
III.6.2	Fonctions de fatigue sur les ruptures de fibres.....	54
III.7	Endommagement des composites dans le cas de fibres longues.....	55

## **Chapitre IV Contraintes résiduelles dans les composites**

IV.1	Définition.....	52
IV.2	Origine des contraintes résiduelles.....	53
IV.3	Différents ordres de contraintes.....	54
IV.3.1	Définition des trois ordres de contraintes.....	54
	a) <i>Premier ordre</i> .....	54
	b) <i>Deuxième ordre</i> .....	55
	c) <i>Troisième ordre</i> .....	55
IV.3.2	Principe des traitements de mise en précontrainte superficielle.....	56
IV.3.3	Influence des paramètres opératoires sur les contraintes résiduelles.....	58
IV.4	L'apparition des contraintes internes.....	58
IV.4.1	Les contraintes internes dans les matériaux composites à matrice organique.....	60
IV.5	Effets des contraintes internes.....	61
IV.6	Analyse des contraintes résiduelles thermiques par éléments finis.....	62
IV.7	Contraintes thermiques résiduelles.....	64
	a) <i>Contraintes radiales (<math>\sigma_r^{th}</math>)</i> .....	64
	b) <i>Contraintes longitudinales (<math>\sigma_l^{th}</math>)</i> .....	65
	c) <i>Contraintes circonférentielles (<math>\sigma_\theta</math>)</i> .....	65

## **Partie II**

### **Chapitre V Comportement de fissures matricielles**

V.1 Modélisation par éléments finis.....	72
V.2 Résultats et discussion.....	74
V.2.1. Calcul du Facteur d'intensité de contrainte.....	75
V.2.2. Composite à matrice métallique Al/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	76
a) Effet de la température.....	76
b) Effet de la taille de la fissure.....	77
c) Effet de l'interdistance Fibre-fibre.....	79
d) Effet de la distance fissure-interface.....	80
e) Effet de l'orientation de la fissure.....	81
f) Effet de la propagation de la fissure.....	84
a) <i>Propagation de la matrice vers la fibre</i> .....	84
b) <i>Propagation dans la matrice</i> .....	88
V.2.3. Composite à matrice organique (Epoxy/C).....	90
a) Effet de la taille de la fissure.....	90
c) <i>Chargement Thermique</i> .....	90
d) <i>Chargement Mécanique</i> .....	91

## **Chapitre VI Comportement de fissures Interface-Fibre.**

### ***1<sup>ère</sup> Partie Comportement de fissure interfaciale.***

VI.1 Effet de la taille de la fissure interfaciale.....	93
VI.2. Effet du chargement thermique.....	97
VI.3. Chargement thermomécanique.....	99

### ***2<sup>ème</sup> Partie Comportement de fissures dans la fibre.***

VI.4. Effet d'interaction fissure-fissure (Interface/Fibre).....	102
VI.5. Effet de l'orientation de la fissure dans la fibre.....	104
VI.6. Propagation de la fissure (chargement thermique).....	107
VI.7. Propagation de la fissure (Chargement mécanique).....	109
VI.8. Chargement thermomécanique.....	110

## **Chapitre VII Décollement interfacial Ep/C**

VII.1. Simulation du modèle composite unidirectionnel Ep/C.....	112
VII.2. Notion volume élémentaire représentatif: VER Motif : Carré et Hexagonal.....	113
VII.3. Définir un comportement cohésif dans le logiciel Abaqus.....	115
VII.4. Résultats et discussions.....	117
VII.4.1. Effet de la convergence (maillage).....	119
VII.4.2. Effet de l'angle du décollement.....	119
VII.4.3. Effet de la fraction volumique.....	122
VII.4.4. Effet de la longueur du décollement (chargement mécanique).....	124
VII.4.5. Variation des paramètres de décollement : motif carré.....	125
a) <i>Chargement thermique</i> .....	126
b) <i>Chargement thermomécanique</i> .....	128

## Liste des figures

Fig. I.1 : Types de renforts des matériaux composites.....	4
Fig. I.2 : Matrice interphase fibre.....	4
Fig. I.3 : Première étape du cycle de préparation du composite modèle.....	5
Fig. I.4 : Le procédé par moulage.....	8
Fig. I.5 : Principe du procédé Cold Spray.....	9
Fig. I.6 : Diffractogramme DRX .....	10
Fig. I.7 : Poudre initiale.....	11
Fig. I.8 : Micrographie optique de l'infiltrant.....	12
Fig. I.9 : Aileron en carbone préimprégné.....	12
Fig. I.10 : Principe de l'enroulement filamentaire.....	13
Fig. I.11 : Modélisation en 03 couches de la structure cœur peau.....	14
Fig. I.12 : Schéma du principe de la voie feuillard.....	15
Fig. I.13 : Représentation schématique de la voie PVD pour l'élaboration de CMM.....	16
Fig. I.14 : Elaboration des matériaux composites par voie liquide.....	17
Fig. I.15 : Observation par microscopie optique de la structure cœur-peau du PP-FVC dans l'épaisseur d'une plaque injectée.....	18
Fig. I.16 : Différentes méthodes d'élaboration de composites à matrices métalliques renforcées par des fibres longues.....	19
Fig. I.17 : Verre-Epoxy USA/ALL.....	20
Fig. I.18 : Fibres de carbone (Rolls Royce) 1970 Moteur Rolls Royce RB 211.....	20
Fig. I.19 : Skis en composite Rossignol.....	21
Fig. I.20 : Boeing 787 50% de composite.....	21
Fig. II.1 : Schéma d'une éprouvette d'essai hors-axes et des repères (global et local) qui lui sont associés.....	23
Fig. II.2 : Description du chargement appliqué lors d'un essai de charge-décharge.....	24
Fig. II.3 : Représentation du problème de fissuration à l'interface.....	28
Fig. II.4 : Représentation du problème de fissuration à l'interface.....	29
Fig. II.5 : (a) Vue au microscope optique d'un échantillon de composite à matrice métallique et à fibres en carbure de silicium (diamètre des fibres : 140 $\mu\text{m}$ ) ; (b) motif élémentaire en nid d'abeille modélisant un composite à fibres longues unidirectionnelles.....	30
Fig. II.6 : Homogénéisation d'un matériau homogène.....	32
Fig. III.1 : Élément de volume endommagé.....	34
Fig. III.2 : Mise en évidence de fissures par radiographie X de stratifiés composites.....	37
Fig. III.3 : Observation par transmission en thermographie infrarouge des défauts sur les éprouvettes en verre/époxy.....	37
Fig. III.4 : Cartes (couleur et noir et blanc) obtenues par thermographie infrarouge du champ de température sur les éprouvettes de 3 mm d'épaisseur en carbone/époxy.....	38
Fig. III.5 : Carte obtenue par thermographie infrarouge du champ de température sur les éprouvettes de 6 et 8 mm d'épaisseur en carbone/époxy. (a) Vue du plan des éprouvettes (b) Vue de la tranche des éprouvettes.....	38
Fig. III.6 : Méthode d'avancée virtuelle de fissure (VCE).....	40

Fig. III.7 : Méthode de fermeture virtuelle de fissure (VCCT).....	41
Fig. III.8 : Contrainte maximale au front de fissure en coordonnées sphériques.....	44
Fig. III.9 : Exemple de fissuration transverse de la matrice d'un stratifié carbone/époxyde...47.	47
Fig. III.10 : Fissuration de la matrice.....	48
Fig. III.11 : Exemple de décohésion fibre-matrice d'un composite verre/époxyde.....	49
Fig. III.12 : Rupture de fibres suite à une fissuration transverse de la matrice d'un composite carbone/époxyde.....	50
Fig. III.13: Rupture fibre en traction.....	50
Fig. III.14: Rupture fibre en compression.....	50
Fig. III.15 : Rupture de la fibre.....	51
Fig. III.16 : Propagation de la rupture dans le cas d'une forte adhérence fibre-matrice.....	52
Fig. III.17 : Propagation de la rupture dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice.....	53
Fig. III.18 : Principaux endommagements rencontrés dans un matériau composite.....	53
Fig. III.19 : Illustration du délaminage lors de l'essai de traction en raison des différences de raideur des plis.....	54
Fig. III.20 : (a) rupture interlaminaire; (b) rupture intralaminaire; (c) rupture translaminaire.....	55
Fig. III.21 : Défaut de traction d'un composite en verre / époxy.....	56
Fig. III.22 : Une résine qui supporte l'effort de traction.....	57
Fig. III.23 : Ces fibres supportent l'effort (ici de traction), avec une résistance à la rupture élevée.....	57
Fig. IV.1 : Origine des contraintes résiduelles. Interdépendance entre les différents états du matériau.....	59
Fig. IV.2 : Domaine d'existence des contraintes d'ordre $\sigma$ I.....	61
Fig. IV.3 : Domaine d'existence des contraintes d'ordre $\sigma$ II.....	61
Fig. IV.4 : Domaine d'existence des contraintes d'ordre $\sigma$ III.....	62
Fig. IV.5 : Schéma de la mise en compression des couches superficielles.....	63
Fig. IV.6 : Développement de contraintes internes d'origine thermique dans un stratifié.....	65
Fig. IV.7 : Contrainte thermique créées à l'interface d'un matériau composite soumis à un chargement à un gradient de température $\Delta T$ .....	66
Fig. IV.8 : Conformation d'une plaque composite soumise à des contraintes d'origine thermique.....	68
Fig. IV.9 : Distribution de contraintes résiduelles thermique dans la cellule: (a) des contraintes radiales des interfaces internes, (b) les contraintes tangentielles internes de la des interfaces, (c) des contraintes axiales des interfaces internes, (d) des contraintes radiales de la section transversale, (e) des contraintes tangentielles de la section transversale et des contraintes (F) axiale de la section transversale.....	69
Fig. IV.10 : Contraintes thermiques résiduelles exerçantes sur la fibre après refroidissement : cas de $\alpha_m < \alpha_f(a)$ et cas de $\alpha_m > \alpha_f(b)$ .....	72
Fig. V.1 : Modèle fissuré analysé.....	79
Fig. V.2 : Conditions aux limites (a), Maillage et type d'éléments utilisés (b).....	80
Fig. V.3 : Variation du facteur d'intensité de contraintes dans les trois modes I, II et III en fonction de la température d'élaboration.....	83
Fig. V.4 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en fonction de la croissance de la fissure.....	84

Fig. V.5 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II et III en fonction de l'interdistance fibre-fibre.....	86
Fig. V.6 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en modes II et III en fonction de l'interdistance fissure-interface.....	87
Fig. V.7 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en pointes A et B en mode I en fonction de l'orientation de la fissure.....	88
Fig. V.8 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en pointes A et B en mode II et III en fonction de l'orientation de la fissure.....	89
Fig. V.9 : Effet de l'orientation de la fissure sur son comportement en croissance.....	91
Fig. V.10 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I d'une fissure matricielle normalement orientée en fonction de sa propagation, $\theta=45^\circ$ .....	91
Fig. V.11 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II et III d'une fissure matricielle normalement orientée en fonction de sa propagation, $\theta=45^\circ$ .....	92
Fig. V.12 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I d'une fissure matricielle préférentiellement orientée en fonction de sa propagation vers la fibre, $\theta=90^\circ$ .....	92
Fig. V.13 : Variation du FIC en mode II d'une fissure matricielle préférentiellement orientée en fonction de sa propagation vers la fibre, $\theta=90^\circ$ .....	93
Fig. V.14 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode III d'une fissure matricielle préférentiellement orientée en fonction de sa propagation vers la fibre, $\theta=90^\circ$ .....	94
Fig. V.15 : Variation du facteur d'intensité de contrainte en mode I en condition de la propagation de la pointe B d'une fissure et de son orientation.....	95
Fig. V.16 : Variation du facteur d'intensité de contrainte en mode II en condition de la propagation de la pointe B d'une fissure et de son orientation.....	95
Fig. V.17 : Variation du facteur d'intensité de contrainte en mode III en condition de la propagation de la pointe B d'une fissure et de son orientation.....	96
Fig. V.18 : Variation du FIC en mode I en fonction de la propagation de la fissure.....	97
Fig. V.19 : Variation du FIC en mode II et III en fonction de la taille de la fissure.....	97
Fig. V.20 : Variation du FIC en mode I en fonction de la propagation de la fissure pour un chargement mécanique.....	98
Fig. VI.1 : a) Le modèle analysé, b) Répartition des contraintes de taille $a = 10 \mu\text{m}$ et soumise à des efforts de compression : $\sigma = 150\text{MPa}$ .....	100
Fig. VI.2. Variation du facteur d'intensité de contraintes KI en fonction de la taille de fissure interfaciale et de l'amplitude du chargement appliqué.....	101
Fig. VI.3 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II et III en fonction de la taille de fissure interfaciale : Al/ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	102
Fig. VI.4 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II et III en fonction de la taille de fissure interfaciale : Ep/C.....	102
Fig. VI.5 : Variation du FIC en fonction de la taille de la fissure en mode I.....	104
Fig. VI.6 : Variation du FIC en fonction de la taille de la fissure en mode mixte II et III.....	106
Fig. VI.7 : Influence de l'intensité de l'effet combiné charge thermique-charge mécanique sur le FIC.....	107
Fig. VI.8 : Modèle composite analysé.....	109

Fig. VI.9 : Répartition des contraintes résiduelles dans le composite: présence de deux fissures alignées dans la matrice.....	109
Fig. VI.10 : Variation des facteurs d'intensité de contrainte en mode (I) en fonction de la taille de la fissure pour le composite $E_p/C$ .....	110
Fig. VI.11 : Variation du FIC en fonction de la distance Fissure-Fissure en mode mixte II et III, $E_p/C$ .....	110
Fig. VI.12 : Distribution de contraintes de V. Mises pour le composite $E_p/C$ .....	111
Fig. VI.13 : Variation du Fic en fonction de l'angle de fissure en mode I.....	112
Fig. VI.14 : Variation du Fic en fonction de l'angle de fissure en mode II et III.....	113
Fig. VI.15 : Variation du FIC en fonction de la taille de la fissure en mode I.....	114
Fig. VI.16 : Variation du Fic en fonction de la propagation de la fissure en mode II et III : $E_p/C$ .....	115
Fig. VI.17 : Variation du Fic en fonction de la propagation de la fissure en mode I.....	116
Fig. VI.18 : Variation du Fic en fonction de la propagation de la fissure en mode I.....	117
Fig. VII.1 : Représentation schématique du quart de la cellule élémentaire: motif hexagonal...	119
Fig. VII.2 : Représentation schématique du quart de la cellule élémentaire: motif carré.....	120
Fig. VII.3 : a) Principe de méthode cohérente en surface; b) Loi sur la séparation des tractions pour CZM.....	123
Fig. VII.4 : Effet de la convergence du maillage.....	125
Fig. VII.5 : Variation des valeurs de l'intégral J en fonction du décollement angulaire: $F_V = 0.68$ , $l_{fd} = 6 r_f$ .....	126
Fig. VII.6 : Variation de l'intégral J par rapport à l'angle de décollement pour deux motifs : Carré et Hexagonal.....	128
Fig. VII.7 : Variation de l'intégral J en fonction de la fraction volumique.....	130
Fig. VII.8 : Variation du J en fonction de la longueur du décollement interfacial.....	131
Fig. VII.9 : Variation de l'intégral J en fonction de la température: (a) pour trois angles de décollement, (b) des différentes longueurs de décollement, (c) pour trois différentes fractions volumiques.....	133
Fig. VII.10 : Variation de l'intégral J en fonction de la température et $\epsilon=1\%$ : (d) pour trois angles de décollement, (e) des différentes longueurs de décollement, (f) pour trois différentes fractions volumiques.....	135

## Introduction générale

L'utilisation des matériaux composites dans les applications industrielles tend à augmenter depuis plusieurs années, et cela dans toutes les industries : automobile, aéronautique, spatiale, marine, ferroviaire ou encore sportive, médicale et nucléaire. Les performances en termes de gain massique, de propriétés mécaniques et de fabrication offrent de nombreuses possibilités d'applications, parfois très complexes. Les activités de recherche propres à ces matériaux sont également très présentes dans les laboratoires du monde entier pour permettre de mieux comprendre le comportement des structures composites à travers de nombreux thèmes d'études, dans le but d'améliorer leurs utilisations et leurs adéquations avec l'application industrielle.

Un matériau composite résulte de l'association de deux matériaux différents aussi bien par leur forme que par leurs propriétés mécaniques ou chimiques pour tenter d'accroître leurs performances. Les deux constituants du composite sont la matrice et le renfort, qui en se combinant donnent un matériau hétérogène. Les matériaux constituant le composite sont généralement choisis en fonction de l'application que l'on souhaite en faire par la suite. Les critères de choix peuvent être, par exemple, les propriétés mécaniques requises, la résistance à la chaleur ou à des efforts de mise en service ? Ou même la méthode de mise en œuvre. Plus particulièrement, les matériaux composites choisis dans cette étude, sont à matrice métallique (Al) et organique (Epoxy) et à renfort fibres en céramique ( $Al_2O_3$ ) et carbone (C) trouvent de plus en plus d'applications dans la réalisation de pièces structurales de dimensions diverses dans de nombreux secteurs industriels tels que l'aéronautique (où l'utilisation de ces matériaux s'est imposée et ne cesse de croître rapidement), la construction automobile (pour réduire la consommation d'énergie ; en raison du coût élevé de ces matériaux, un effort particulier est fait en direction d'une réduction des coûts de fabrication), l'industrie chimique, pétrochimique... Ces secteurs se sont tournés vers cette alternative pour leurs applications pour plusieurs raisons.

La présente thèse s'inscrit dans le cadre d'une contribution sur l'étude du comportement de fissures dans deux types de matériaux composites et s'articule autour de deux grandes parties :



La première partie consiste la partie bibliographique et contient 4 chapitres :

Le premier chapitre est consacré à une analyse bibliographique sur l'élaboration des matériaux composites sur lesquels porte cette étude. Nous avons cité quelques exemples sur l'élaboration des composites à matrice métalliques et organique et leurs domaines d'utilisation. Le deuxième chapitre traite les travaux liés à l'analyse du comportement mécanique des matériaux composites à fibres en céramique et à matrices polymériques est particulièrement difficile à modéliser. Ainsi, la forte anisotropie des matériaux à fibres longues implique dans le cadre simple de l'élasticité un nombre de coefficients très élevé à déterminer. Le troisième chapitre concerne une étude sur l'endommagement de ces matériaux, le niveau de difficulté maximum concerne l'étude de l'endommagement qui présente des formes homogénéisées comme la microfissuration de matrice, la fibre et l'interface. Ainsi le quatrième chapitre traite l'existence des contraintes internes résiduelles lors de l'élaboration de ces composites, nous aborderons également le problème des contraintes internes thermique avec notamment leurs modes de formation de ces contraintes (internes et résiduelles) seront décrites dans le détail : l'origine, l'influence, etc.

La deuxième partie est consacrée pour la simulation numérique et s'articule sur trois chapitres :

L'originalité de cette partie du travail réside dans l'analyse de l'effet des contraintes internes, engendrées dans le composite lors de son élaboration sur le comportement mécanique des ces matériaux. Pour le premier chapitre, Nous étudions l'effet de ces contraintes sur le comportement de fissures amorcées au niveau de la matrice dans deux types de matériaux composites Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et L'Epoxy/C. Nous analysons dans cette partie l'influence de la location de la fissure, de sa taille, de son orientation et de sa propagation, etc. Le deuxième chapitre est la continuité du chapitre précédant, la ou on étudie le comportement de fissures au niveau de l'interface et au niveau de la fibre du même matériau composite étudié précédemment. Pour le troisième chapitre, le décollement interfacial du composite Epoxy/Carbone fait l'objet d'une autre étude, basée sur l'angle de décollement au niveau de l'interface, les différents chargements, en faisant varier la fraction volumique dans deux types de VER (Volumes élémentaires représentatif).

**Première Partie**

**ÉTUDE**

**BIBLIOGRAPHIQUE**

# Chapitre I

## Élaboration des composites.

Différents aspects bibliographiques sont traités au cours de ce chapitre. Nous présentons tout d'abord une généralité sur les matériaux composites. Puis nous allons décrire succinctement les méthodes et les procédures d'élaboration des matériaux composites les plus employés notamment les composites qui concernent notre étude. Et enfin, nous présentons quelques exemples sur l'élaboration des matériaux composites.

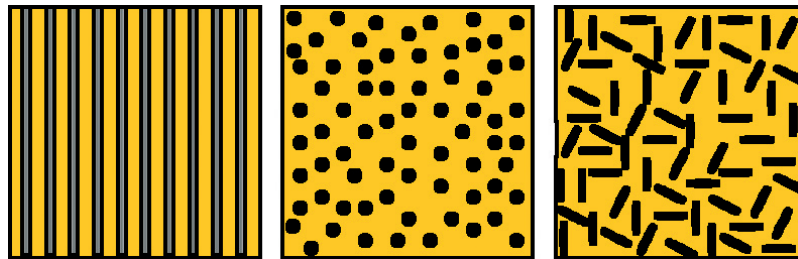
### I.1 Définition

Un matériau composite est un matériau au sein duquel sont associés des matériaux élémentaires aux caractéristiques complémentaires, en vue de lui conférer, à l'échelle macroscopique et au moins dans certaines directions, un ensemble original de propriétés que les constituants pris isolément ne permettent pas d'atteindre. On peut ainsi associer légèreté et résistance mécanique ou fragilité et ténacité. (Néanmoins tout matériau hétérogène n'est pas nécessairement un matériau composite) [1]. La matrice est continue et

enrobe une phase distincte, le renfort, qui se présente sous forme de particules ou de fibres plus ou moins longues.

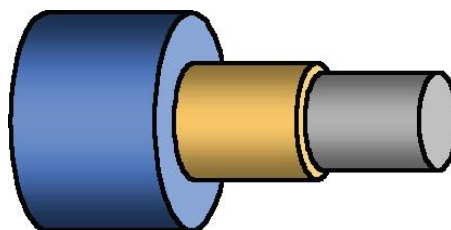
Matériaux renforcés par :

- Fibres longues uni- (ou multidirectionnelles) (propriétés anisotropes),
- Inclusions, nanoparticules (propriétés isotropes),
- Fibres courtes, nanotubes (propriétés isotropes).



**Fig. I.1** : Types de renforts des matériaux composites.

Les propriétés du composite sont directement liées à celles de l'interface matrice/renfort. Pour cette raison, notamment dans les CMC, on fait appel à un troisième constituant, l'interphase, qui protège le renfort lors de l'élaboration et limite la propagation d'une fissure à travers le matériau. Exemple d'Alumine  $\text{Al}_2\text{O}_3$  : élaborée à partir de la bauxite (alumine hydratée), elle est utilisée pour ses propriétés de stabilité, pureté, réfractivité, inertie chimique... Le quart des alumines produites passe dans les réfractaires.

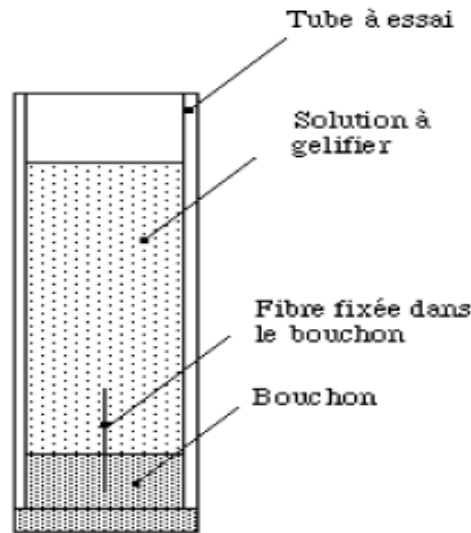


**Fig. I.2** : Matrice interphase fibre [1]

### I.2 Elaboration des composites

Le composite modèle élaboré pour cette étude est constitué essentiellement d'une fibre longue incorporée dans une matrice de verre de silice fabriquée par le procédé sol-gel. Lors de la première étape la solution (ou le sol) obtenue va se gélifier, puis se densifier dans les étapes ultérieures pour se transformer en verre, restant toujours sous la forme

monolithique. Il faut donc incorporer la fibre dès la première étape. La figure I.3 décrit le montage utilisé pour la préparation de nos échantillons. Dans ce montage, la fibre est maintenue dans l'axe d'un tube à essai en PVC dans lequel on verse le sol préparé auparavant [2].



**Fig. I.3 :** Première étape du cycle de préparation du composite modèle [2].

Après la gélification du sol, le gel contenant la fibre va subir les étapes nécessaires pour sa conversion en verre sans endommagement. Deux méthodes de séchage ont été adoptées pour l'obtention d'un gel sec monolithique contenant une fibre :

- Le séchage conventionnel qui donne un xérogel,
- Le séchage supercritique qui donne un aérogel.

Les verres obtenus ultérieurement diffèrent par le type de traitement thermique subi et dépendent de la nature du gel et de sa composition.

### I.3 Procédés d'élaboration des composites

Nous distinguerons trois familles de composites : les composites corroyés, moulés et les préimprégnés [3].

#### a) *Composites corroyés*

Les produits métalliques corroyés sont obtenus par transformation de demi-produits de type plaque ou billette. À ce jour, et pour les composites, les technologies de fabrication de demi-produits destinés au corroyage ont été limitées aux billettes. Tous les composites

corroyés sont à renfort discontinu, avec des fractions volumiques de renfort comprises entre 10 et 30 %. Le plus souvent, les renforts sont utilisés sous forme de particules (SiC et  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), de nombreux travaux de recherche ayant également été effectués avec des trichites de SiC.

- *Élaboration de billettes par métallurgie des poudres*

Deux procédés peuvent être classés dans cette rubrique :

- Les procédés de mélange de poudres de matrice et de renfort, ce mélange étant suivi par une densification séparée;
- les procédés de codé-position directe, le mélange entre la poudre métallique et le renfort ainsi que la densification étant immédiatement consécutifs à l'atomisation. Les procédés de mélange en phase solide comportent les étapes suivantes :
  - Atomisation de la matrice métallique permettant d'obtenir une poudre pré-alliée ;
  - Mélange de la poudre métallique et du renfort dans une barbotine ;
  - Séchage du mélange ;
  - Remplissage d'un conteneur ;
  - Dégazage du conteneur ;
  - Densification par compression uniaxiale ou compactage isostatique à chaud [3].

- *Élaboration de billettes par fonderie*

Ce procédé permet l'incorporation du renfort dans le métal liquide moyennant un brassage. Le brassage doit assurer une distribution homogène du renfort en volume. Le procédé permet un fonctionnement en continu et sa simplicité lui confère les perspectives de coût les plus attrayantes. En revanche, le niveau de propriétés mécaniques que l'on peut en attendre est inférieur à celui de la métallurgie des poudres [3].

### **b) Composites moulés**

Dans la perspective de mieux appréhender l'impact direct de l'élaboration des composites modèles sur l'apparition des contraintes résiduelles [4]. Il est primordial de connaître les différents moyens d'obtention de ces systèmes. Ainsi, les principales méthodes d'élaboration des composites 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.

Procédés de mise en œuvre des matériaux composites à matrice polymère :

Trois opérations sont indispensables :

1. Imprégnation du renfort par le système résineux.
2. Mise en forme à la géométrie de la pièce.
3. Durcissement du système soit par polycondensation et réticulation pour les matrices thermodurcissables, soit par simple refroidissement pour les matières thermoplastiques.

Il existe différentes techniques mais la plus utilisée est par moulage :

- Moulage au contact : technologie de réalisation de pièces prototypes ou de simulation. Le principe consiste à imprégner manuellement les renforts disposés dans un moule. C'est peu onéreux et des pièces de forme quelconques peuvent être réalisées mais cadence très faible.
- Moulage par projection simultanée : technologie similaire mais les fibres coupées sont projetées au pistolet.

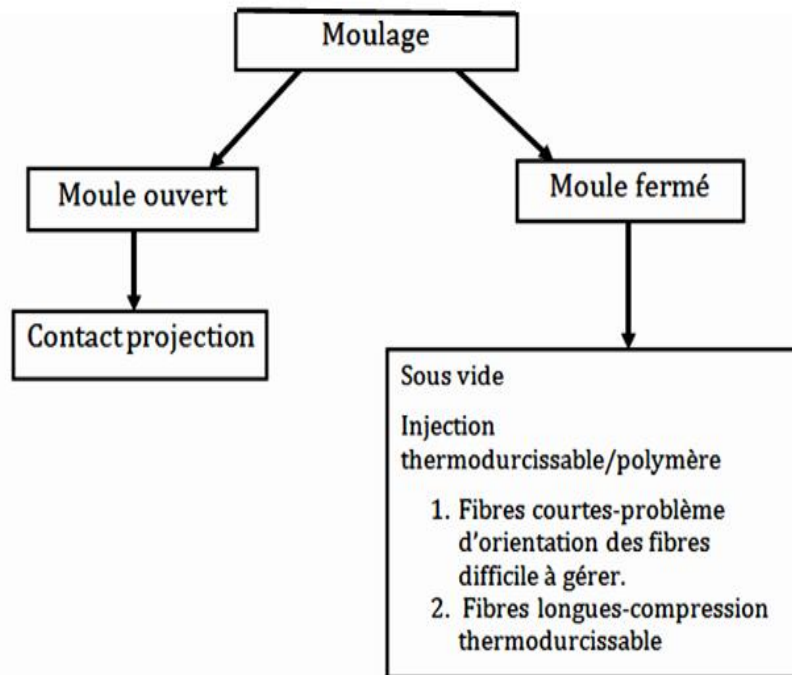


Fig. I.4 : Le procédé par moulage [4] :

### c) *Composites préimprégné*

Procédé discontinu haute pression (100 bars). Alimentation et dosage du Compound, Injection-pression, maintien et polymérisation, éjection, on site parmi ses avantages, la réalisation de grande série, faible cout matière, peu de finition, temps de cycle. Les limites sont : le taux et la longueur des renforts et les propriétés mécaniques du composite obtenu.

- *Compression thermdurcissable*

Le principe consiste à déposer des feuilles de préimprégnés dans un contre moule chauffé, de comprimer le matériau avec un moule chauffé, de comprimer le matériau avec un moule chauffé, polymérisation puis éjection de la pièce. Avantages : cout matière, propriétés mécaniques et thermiques.

- *Pultrusion*

Utilisation pour les composites hautes performances industrielles. Le principe est : tirage, mise en forme et polymérisation de fibres continues imprégnées. Les avantages sont



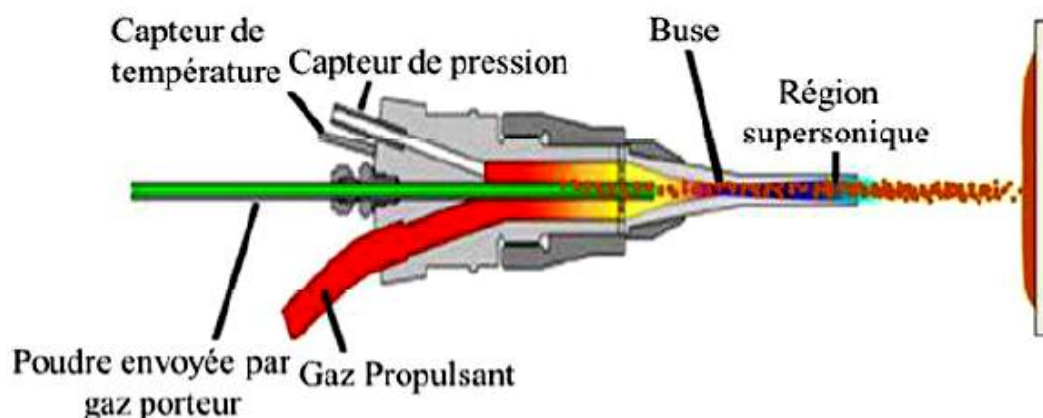
la production en continue, possibilité de réaliser des sections très complexes, et d'avoir un taux de renfort élevé. Les limites sont la lenteur du procédé, uniquement des profilés droits à section constante.

- *Enroulement filamentaire (ou bobinage)*

Technologie pour les HP. Le principe consiste en un enroulement sous tension sur un tournant autour de son axe de fibres continues préalablement imprégnées d'un liant. Les avantages sont la disposition optimale des renforts, les très bonnes propriétés mécaniques, possibilité de réaliser des pièces de grandes dimensions avec des surfaces internes. Les limites sont que des formes uniquement convexes et investissements important.

#### d) *Le procédé Cold Spray*

La définition du Cold Spray a été donnée par l'un de ses inventeurs, Anatoli Papyrin : un procédé permettant de réaliser des dépôts en exposant un substrat métallique à un jet de particules à haute vitesse (300-1200 m/s) accélérées au moyen d'un écoulement supersonique d'un gaz comprimé. Le procédé est fondé sur l'injection d'un gaz (air, azote, hélium) comprimé, généralement entre 1 et 4 MPa, dans une tuyère de Laval (Figure I.5). Ce type de tuyère présente une géométrie particulière de type convergent-divergent.



**Fig. I.5 :** Principe du procédé Cold Spray [5].

Le gaz injecté est accéléré dans la partie divergente de la buse jusqu'à atteindre une vitesse supersonique. Les particules sont introduites axialement à l'aide d'un gaz porteur dans la partie convergente de la tuyère et sont accélérées lors de la détente du gaz après le

passage du col. Le temps de séjour des particules dans le gaz de projection éventuellement préchauffé est relativement bref, si bien que la température des particules reste toujours très inférieure à la température du gaz. Dans tous les cas, les particules sont toujours à l'état solide lors de leur impact sur le substrat. Cet impact se caractérise par une forte déformation plastique de la particule permettant son adhésion sur le substrat ou les autres particules déjà déposées [6]. Dans un autre travail [7], est utilisée la technique d'infiltration par un alliage de cuivre (bronze au nickel) placé sur une poudre de carbure de tungstène tassée. A la température de 1180°C, l'infiltrant passe à l'état de fusion et s'écoule dans la porosité laissée par les particules solides du carbure de tungstène. L'écoulement du liquide entre les particules est favorisé par la gravité et le phénomène de capillarité qui contribuent à une meilleure densification du matériau. Le matériau obtenu est un composite formé d'une matrice de bronze et de particules dures de carbure WC et  $W_2C$ .

### I.4 Matières premières

L'analyse par diffraction des rayons X, de la poudre de départ, révèle deux types de carbures de tungstène en l'occurrence le monocarbure WC et l'hémicarbure  $W_2C$ . Cette poudre contient également un ajout de nickel pur. La figure I.6 montre le diffractogramme. L'observation de cette poudre au microscope électronique à balayage, en électrons secondaires, révèle des formes facettées et rondes des particules comme le montre la figure I.7.

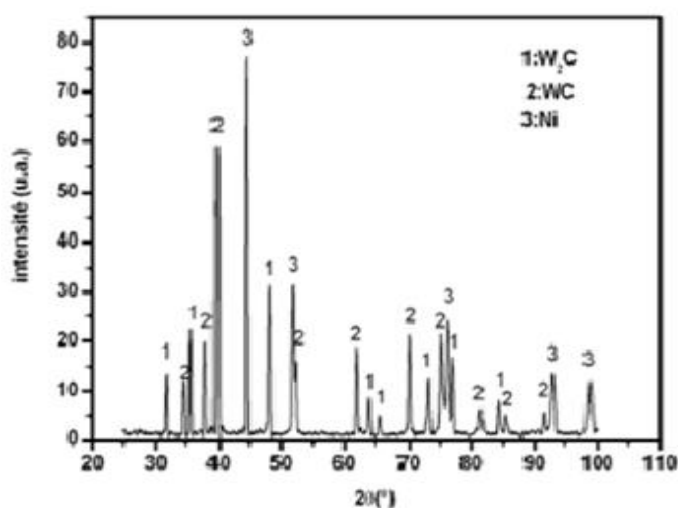
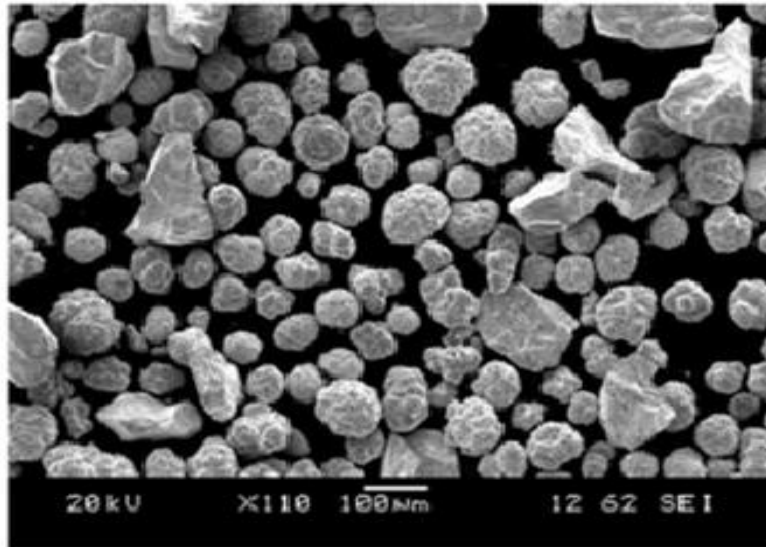


Fig I.6 : Diffractogramme DRX. [7]



**Fig. I.7 :** Poudre initiale MEB. [7]

### I.4.1 Caractérisation du liant métallique

Le liant métallique utilisé est du bronze dont la composition est portée dans le tableau II. Il est livré sous forme de granulats de taille variant de 5 à 12 mm. L'observation au microscope montre une structure dendritique (figure I.8).

A travers cette étude il a été démontré qu'il est tout à fait possible d'élaborer un matériau composite par infiltration de la poudre de carbure par un liant métallique. La qualité du matériau infiltré dépend des paramètres expérimentaux notamment :

- La répartition granulométrique de la poudre de carbure impose la quantité de phase liquide qui influe sur la résistance du matériau.
- Un déficit de carbone dans le carbure mène à la formation de  $W_2C$  qui fragilise le matériau. La dureté du matériau est liée à la quantité de  $W_2C$ .
- La dissolution du tungstène dans la phase liquide conduit à une re-précipitation sur les grosses particules qui continuent de grossir. Ceci affecte les caractéristiques du matériau.
- La ségrégation d'oxydes à l'interface carbure/liant impose l'utilisation d'un gaz neutre.

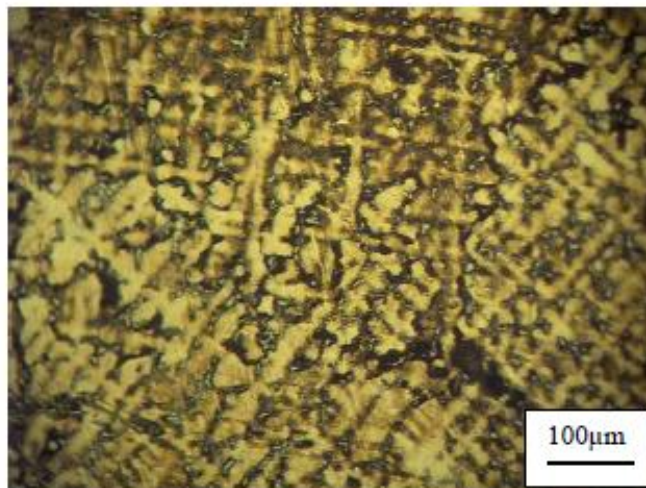


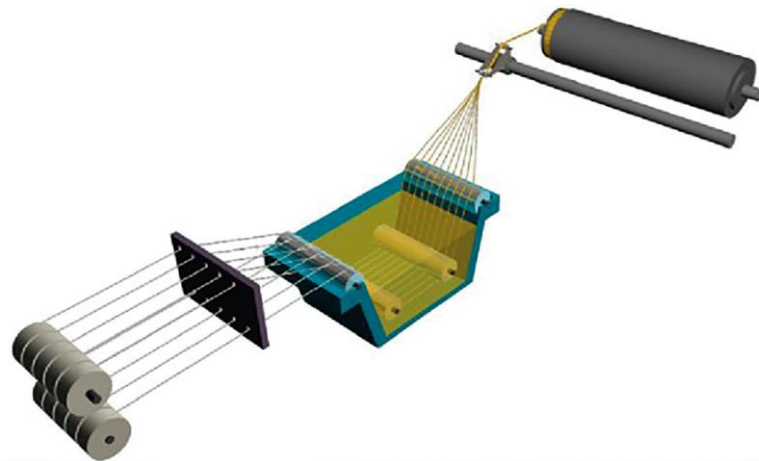
Fig. I.8 : Micrographie optique de l'infiltrant [7]

Composition	% Massique	Fusion (°C)
Cu	72 à 80%	1050
Ni	8 à 10%	
Sn	5 à 8%	
Mn	4 à 7%	

Tableau I.1 : Composition du liant. [7]



Fig. I.9 : Aileron en carbone préimprégné [6]



**Fig. I.10** : Principe de l'enroulement filamentaire [6]

### 1.5 Elaboration des composites à matrice organique renforcée par des fibres en céramique

Les composites à matrice thermoplastique renforcées par des fibres de verre [8] sont constitués d'une matrice polymère thermoplastique renforcée de fibres qui peuvent être longues ou courtes. Ils sont très utilisés dans l'industrie automobile et élaborés par procédé d'injection. L'orientation du renfort se fait lors de l'écoulement. Le procédé influe localement sur la répartition et l'orientation des fibres. Ces inhomogénéités provoquent une variation des propriétés du matériau d'un point à un autre de la pièce. Prévoir les propriétés de tels matériaux nécessite donc de maîtriser parfaitement le procédé d'élaboration des pièces. Des granulés de polymères chargés de fibres sont obtenus par compoundage dans le cas des fibres courtes et par pultrusion pour les fibres longues. Ces granulés sont ensuite extrudés dans une vis sans fin de manière à fluidifier la résine sans la brûler avant de l'injecter sous pression dans un moule par l'intermédiaire d'une filière. L'injection se fait en nappe (écoulement entre deux plans parallèles où le front de remplissage est droit). Deux types d'écoulement vont orienter préférentiellement les fibres (Figure I.11) :

- l'écoulement en cisaillement : la vitesse est nulle sur les parois et maximum au centre. Il y a donc un gradient de vitesse qui va entraîner la fibre en rotation (Figure I.11), la plaçant préférentiellement parallèlement à la direction de l'écoulement ;
- l'écoulement élongationnel : on le rencontre sur l'axe d'une géométrie convergente ou divergente.



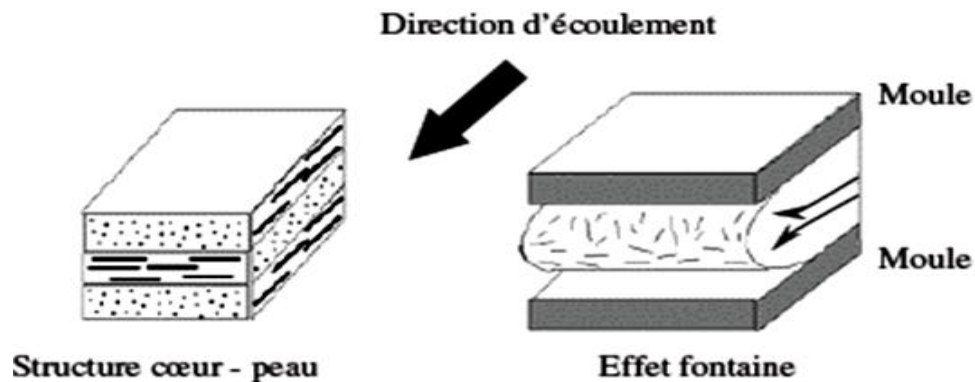


Fig. I.11 : Modélisation en 03 couches de la structure cœur peau [8].

### 1.6 Elaboration des composites à matrices métalliques

Il existe deux grandes classes de méthodes de fabrication des composites à matrice métalliques à fibres longues : les procédés dans lesquels la matrice est à l'état solide et ceux où elle est à l'état liquide. Quelque soit la méthode choisie, les semi-produits obtenus sont soit des fibres liées et des feuillards, soit des fibres gainées, soit des préformes. Ces semi-produits sont ensuite compactés par pression à chaud sous vide (VHD) ou par pression isostatique à chaud (HIP) [8].

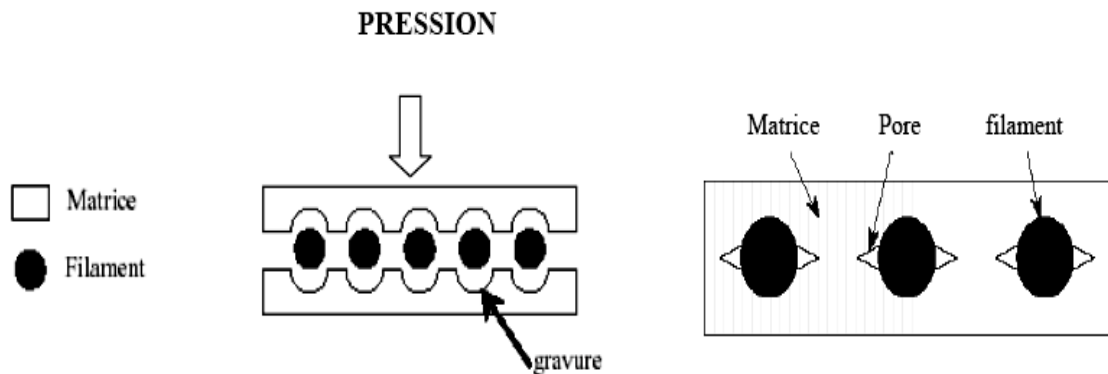
#### I.6.1 Diffusion à l'état solide

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 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.

##### a) *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 feuillards de matrice, alternativement avec une préforme de filaments, alignés de manière unidirectionnelle en couche mono filamentaire représenté dans la figure I.12. Le tout suivi d'une étape de consolidation réalisée par HIP (Vacuum Hot Pressing).

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 limité 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 [9].

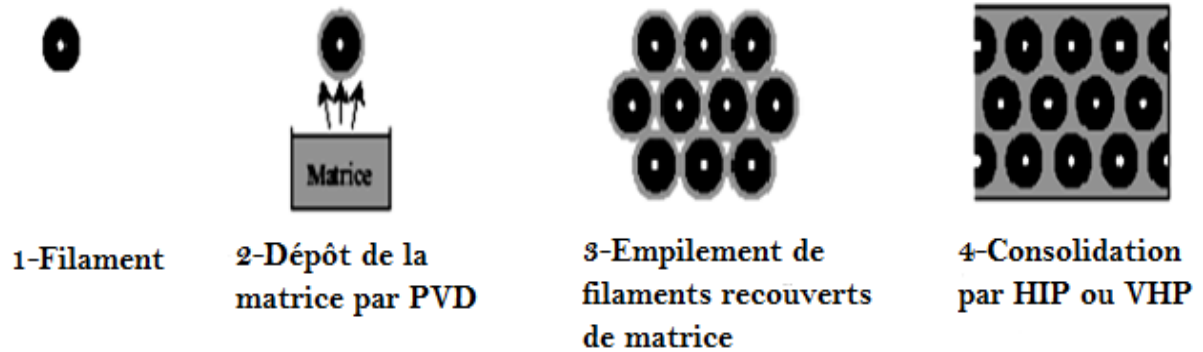


**Fig. I.12 :** Schéma du principe de la voie feuillard [9].

### b) *La voie PVD*

Parallèlement à la voie feuillarde, s'est développée ces dix dernières années une méthode d'élaboration des CMM utilisant la voie PVD. Dès 1990, Leucht et Dudek [10] ont eu l'idée 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, montré sur figure I.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 des matrices 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.



**Fig. I.13** : Représentation schématique de la voie PVD pour l'élaboration de CMM [9].

### c) *La voie plasma*

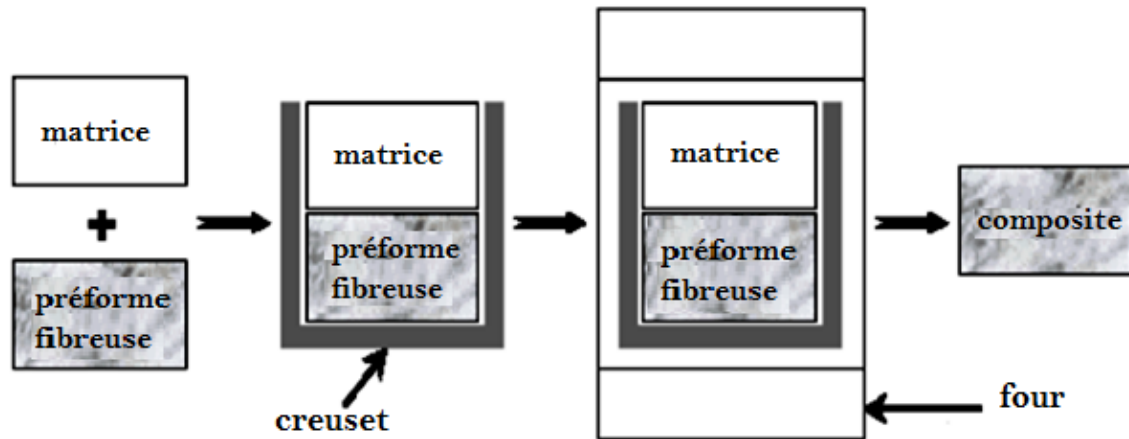
Dans les années 80, des CMM ont été élaborés par la voie plasma. C'est un procédé de pulvérisation thermique qui permet de recouvrir le renfort par la matrice. Pendant l'opération du dépôt, des gouttes de matrice à l'état liquide obtenues grâce à une torche à plasma se solidifient sur les fibres enroulées autour d'un mandrin fixe. Les semi produits ainsi obtenus sont ensuite découpés, empilés et consolidés par VHP ou HIP [11-12]. 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 [13].

### d) *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 (Figure I.14). 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 et la très forte réactivité des métaux liquides qui entraîne une dégradation catastrophique du renfort [14]. Bien que cette



méthode soit réservée à des matrices à bas point de fusion tel que l'aluminium, quelques études portent sur d'autres métaux tel que les titanes [15- 16].



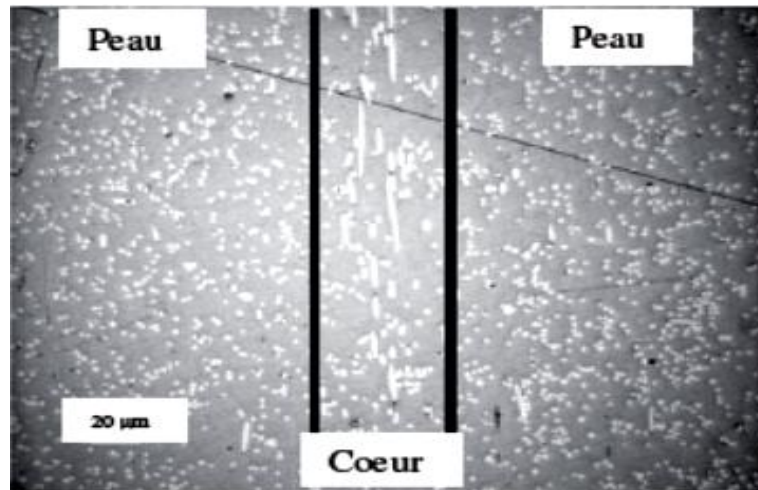
**Fig. I.14 :** Elaboration des matériaux composites par voie liquide [9].

### e) Exemple d'élaboration du PP-FVC

Le PP-FVC [8] (nom générique utilisé pour désigner le matériau étudié dont nous ne souhaitons pas communiqué le nom commercial), utilisé tout récemment dans l'industrie automobile, est constitué d'une matrice polymère thermoplastique en polypropylène renforcée de fibres de verre coupées avec un taux massique de 30%. Il est élaboré à partir de fibres dites « longues », leur longueur avant injection étant supérieure à 10 mm. Sa densité est de  $1.1 \text{ g.cm}^{-3}$ .

- *Hétérogénéités microstructurales et V.E.R. du PP-FVC*

Des observations microscopiques est une étude par analyse d'images Monget [17] ont révélé que le PP-FVC présente une microstructure beaucoup plus complexe. Ainsi le diamètre moyen des fibres est de 18.5 avec un écart-type de  $1.5 \mu\text{m}$ . La structure cœur-peau du PP-FVC a été bien observée dans la figure I.15. Localement, des variations de la fraction volumique de fibres ou encore de la distance inter-fibres ont été mises en évidence. Joannes [18] a montré par une approche numérique d'homogénéisation que ce V.E.R était de l'ordre de  $100 \text{ mm}^2$  de surface.



**Fig. I.15 :** Observation par microscopie optique de la structure cœur-peau du PP-FVC dans l'épaisseur d'une plaque injectée [18].

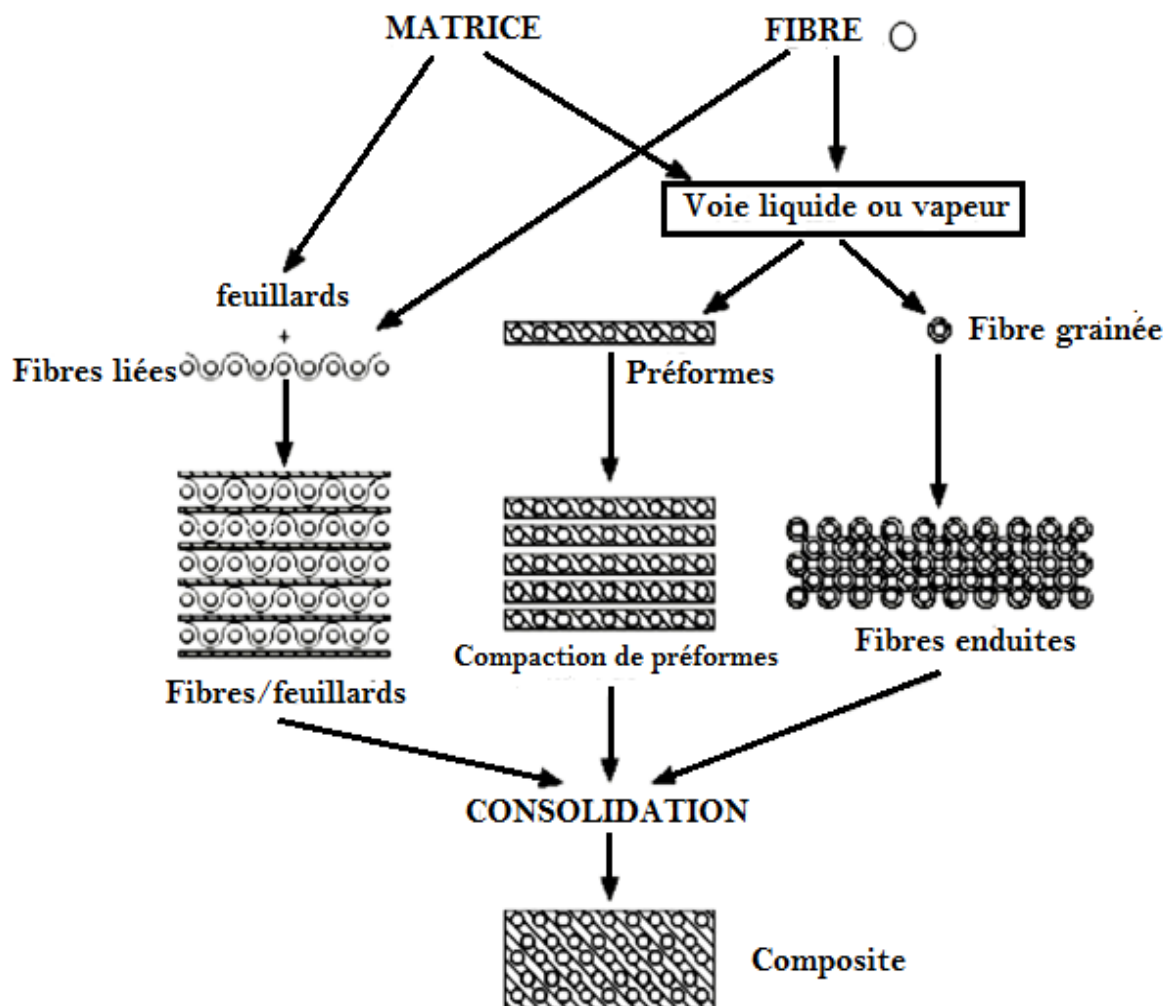
### **I.6.2 Elaboration des composites à matrice métallique à renfort continus unidirectionnels**

#### **a) *Différentes méthodes d'élaboration***

Les composites à matrice métallique à fibres longues possèdent des propriétés mécaniques plus élevées que les autres composites à matrice métallique, mais leur coût de fabrication réduit leur champ d'application à des domaines très avancés [19]. Le prix de revient d'un composite à matrice métallique à fibres longues se décompose en parts égales entre le prix de la fibre d'un côté et le coût de la matrice et de l'élaboration de l'autre [19]. Le prix de la fibre pouvant chuter une fois l'application lancée, il est évident que le choix du processus de fabrication est la clé de la réduction de coût dans la fabrication des composites à matrice métallique. Il existe deux grandes classes de méthodes de fabrication des composites à matrice métallique à fibres longues: les procédés dans lesquels la matrice est à l'état solide et ceux où elle est à l'état liquide. La figure I.16 présente schématiquement les différentes techniques d'élaboration des composites à matrice métallique à fibres longues. Quelle que soit la méthode choisie, les semi produits obtenus sont soit des fibres liées et des feuillards, soit des fibres gainées, soit des préformes. Ces semi-produits sont ensuite compactés par pression à chaud sous vide (VHP) ou par pression isostatique à chaud (HIP). De manière générale, le processus d'élaboration devra respecter certains impératifs:

## Élaboration des composites.

- 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 interfacial fibre/matrice
- la réalisation de pièces de différentes formes



**Fig. I.16 :** Différentes méthodes d'élaboration de composites à matrices métalliques renforcées par des fibres longues [19].

I.7 Quelques types d'application de matériaux composites



Fig. I.17 : Verre-Epoxy USA/ALL (1945) [20].

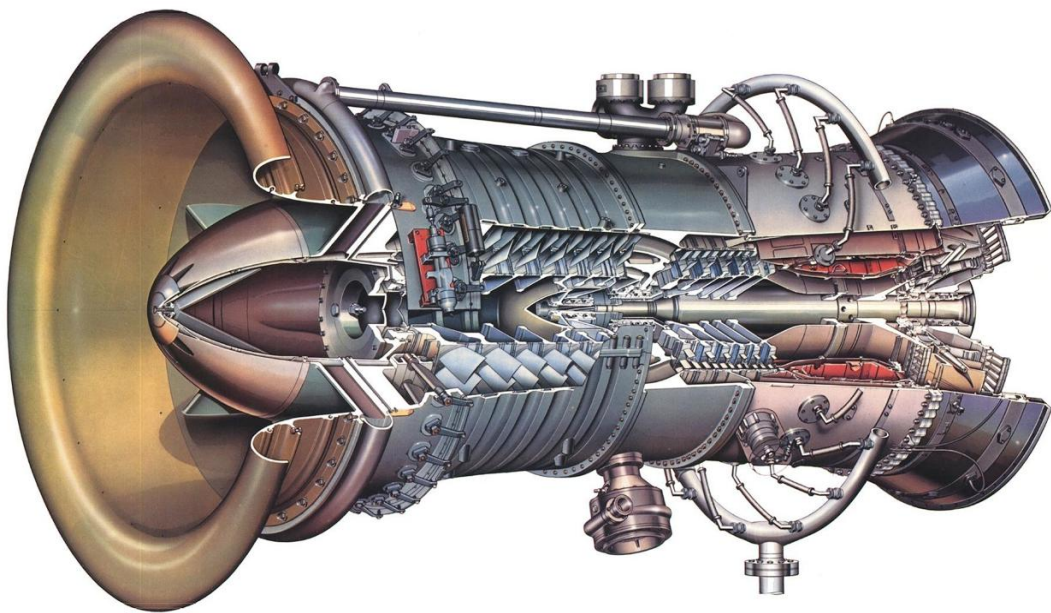


Fig. I.18 : Fibres de carbone (Rolls Royce) 1970 Moteur Rolls Royce RB 211 [20].





Fig. I.19 : Skis en composite Rossignol 1970 [20].



Fig. I.20 : Boeing 787 50% de composite 2009 [20].

## Références Chapitre I

- [1] A.Marchand, Comité International pour la Caractérisation et la Terminologie du Carbone."Publication de 14 définitions", Carbon 24, 775-777, 1986.
- [2] Haisam Ibrahim Mohamed « Elaboration matériaux composites modèles unifilamentaires à fibre longues SiC et matrice Silice Sol-Gel et caractérisation micromécanique de l'interface.» mémoire d'ingénieur en Mécanique de l'Université d'Alep (Syrie) Titulaire du DEA "Microstructure et comportement mécanique et macroscopique des matériaux - Génie des Matériaux" de l'INSA de Lyon 18 Juillet 1997.
- [3] Salim DERMARKAR « Matériaux composite à matrice métallique » *par Ingénieur des Arts et Manufactures Docteur-Ingénieur Centre de Recherche de Voreppe, SA*
- [4] Bahlouli. N. < Cours Matériaux Composites > / DESS Mécanique avancée et stratégie industrielle, 2000. Sur le site Internet <http://www-ipst.ustrasbg.fr/nadia/courcomp/>, PST-ULP.
- [5] Min Yu « Elaboration de composites à matrice métallique d'alliages d'aluminium par projection à froid » HAL Id: tel-00982371 <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00982371>  
23 Apr 2014.
- [6] « Les matériaux composites » Dossier créé avec la collaboration de Marc Marzano - Action Composite Pascal Celle – GNFA, ANFA / Édition 2014
- [7] Said Azem, Nechiche Mustapha, Mohamed Hakkoum" Elaboration et caractérisation d'un composite céramique-métal (WC-bronze) par la méthode d'infiltration » Laboratoire d'Elaboration, Caractérisation et Modélisation des Matériaux (LEC2M), Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou, Algérie.
- [8] Bénédicte BONNET “ COMPORTEMENT AU CHOC DE MATERIAUX COMPOSITES POUR APPLICATION AUTOMOBILES “ Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, Spécialité Sciences et Génie des Matériaux, 2005
- [9] Cooke. C.M Eylon. D and Froes. F.H. " Development of rapidly solidified titanium matrix composites ". Proceedings of Sixth World Conference on Titanium, ,1988 p 913-917.
- [10] Dudek. H. J, Leucht. R. and Ziegler. G. " Sic-fiber reinforced titanium alloys: processing, interfaces and mechanical properties ". ECCM 4, 339-344, (1990).
- [11] Kieschke R.R and T.W. Clyne. " Plasma processing of titanium-based composites ". Proceedings of Sixth World Conference on Titanium, 1789-1794, 1988.

- [12] Valente. T and Carassiti. F. " Hot pressing of plasma-sprayed SiC fiberreinforced Ti-6Al-4V alloy ". Journal of Composites Technology and Research, Vol.18 N°2, 1996 P. 89-95.
- [13] Vancheeswaran. R and Wadley. H.N.G. " Model-based optimization of consolidation processing ". Materials Science and Engineering, A244, 1998 p58-66.
- [14] Warriar. S.G, Blue. C.A and. Lin. R.Y " Infiltration of titanium alloy-matrix composites ". Journal of Materials Science Letters, 12, 865-868, 1993.
- [15] Warriar. S.G and Lin. R.Y. « Rapid infrared forming of titanium/SCS-6 fiber composites ». Proceedings of EPD Congress, edited by J.P. Hager, 643-653, 1993.
- [16] Warriar. S.G and Lin. R.Y. « Effect of heat treatment on the flexural properties of a titanium matrix composite ». Scripta Metallurgical et Materialia,27, 1015-1020, 1992.
- [17] Monget B., "Caractérisation et modélisation du comportement du composite à matrice thermoplastique renforcée de fibres de verre STAMAX", Rapport de stage de Mastère COMADIS, Ecole des Mines de Paris, 2003.
- [18] Joannes S., "Modélisation du comportement d'un composite thermoplastique renforcé de fibres coupées pour applications automobiles", Rapport de stage de Mastère COMADIS, Ecole des Mines de Paris, 2003.
- [19] Stéphane HERTZ-CLEMENS « Etude d'un composite aéronautique à matrice métallique sous chargements de fatigue : sollicitation mécano-thermique et propagation de fissures » Thèse de Doctorat de l'Ecole des Mines de Paris Spécialité «Science et Génie des Matériaux» 21 mai 2002
- [20] Marc François Crédit IECTS' Module M227 Matériaux non métallique ICT de Cachan, Université de Paris-Sud 11.

## **Chapitre II**

# **Comportement mécanique des composites.**

### **II.1 Comportement mécanique du composite unidirectionnel**

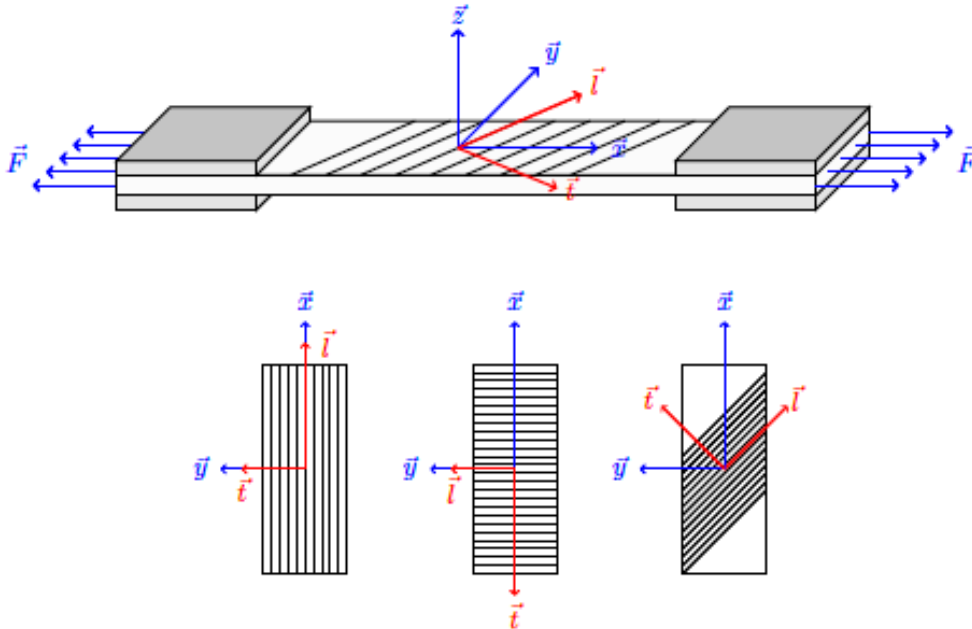
- **Protocol expérimental**

L'étude du comportement d'un matériau consiste, dans une première approche, à analyser sa réponse à des sollicitations simples dans le but d'identifier la forme de loi de comportement la mieux adaptée. Une fois le type de loi identifié, il s'agit d'en déterminer les différents paramètres. Pour se faire, plusieurs types d'essais ont été réalisés :



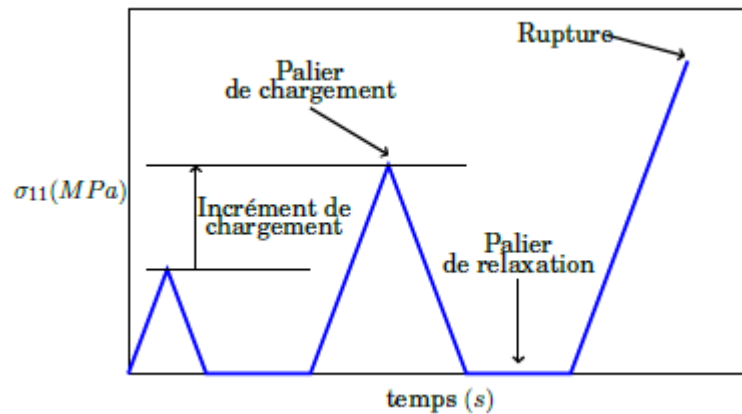
## Comportement mécanique des composites.

Des essais de traction quasi-statique monotone uni-axiale, dans l'axe et hors axe (Fig. II.1), à différentes vitesses. Ces essais ont été menés jusqu'à rupture afin de déterminer les différents modules élastiques, les propriétés à rupture et leur évolution en fonction de la vitesse de sollicitation. Dès lors, pour plus de simplicité, nous désignerons respectivement par les indices « l » et « t » la direction des fibres et la direction transverse.



**Fig. II.1 :** Schéma d'une éprouvette d'essai hors-axes et des repères (global et local) qui lui sont associés [1].

Des essais de charge-décharge en traction uni-axiale avec augmentation de la charge à chaque palier, un temps de maintien à contrainte nulle entre chaque palier et cela pour différentes vitesses (Fig. II.2). L'objectif de ces essais est de mettre en évidence les phénomènes dissipatifs au sein du matériau (endommagement, phénomènes visqueux...).



**Fig. II.2** : Description du chargement appliqué lors d'un essai de charge-décharge [1].

### II.2 Comportement mécanique des composites tissés

Les composites sont hétérogènes, c'est-à-dire que leurs propriétés dépendent de la position des fibres dans le matériau. Ainsi, lorsque les composites ne sont pas isotropes car les propriétés du matériau dépendent de l'orientation des fibres. Ils sont appelés orthotropes lorsque les propriétés du matériau sont différents dans trois directions mutuellement perpendiculaires à un point du matériau. La nature anisotrope des stratifiés nécessite la détermination de leurs propriétés mécaniques. Des paramètres tels que la résistance, la rigidité et les propriétés physiques dans chaque direction. [2]

L'utilisation de composites en tissu tissé présente de nombreux autres avantages Par rapport aux composites de bande unidirectionnelle (UD) tels que [3]:

- Facilité de manutention pour l'automatisation;
- Capacité à conformer des formes complexes et à réduire les coûts de production;
- Une possibilité d'appliquer une variété de techniques de traitement (par exemple, lay-man, Moulage par transfert de résine, infusion de film de résine, infiltration chimique de vapeur);
- amélioration de la résistance aux impacts et de la tolérance aux dommages;
- sensibilité d'encoche réduite;

### II.3 Comportement mécanique du pli unidirectionnel

Dans le cadre de l'élasticité linéaire, le comportement d'un matériau considéré continu, peut être décrit par la loi de HOOKE généralisée qui se présente sous la forme = [C] "reliant le tenseur des contraintes au tenseur des déformations "par la matrice de rigidité [C]. En inversant cette relation on obtient "= [S] OÙ [S] représente la matrice des souplesses [3].

Dans le cas le plus général d'un matériau continu, élastique et anisotrope les 4-tenseurs [C] et [S] dépendent de 21 coefficients indépendants. Il est toutefois possible de réduire le nombre de ces coefficients en posant certaines hypothèses simplificatrices. D'une manière générale, les architectures classiques des renforts au sein d'un composite à fibres longues confèrent aux matériaux trois axes de symétries orthogonaux. Le comportement du milieu homogène équivalent peut alors être considéré comme orthotrope, ce qui permet de réduire le nombre de coefficients indépendants à 9 (Eq. II.1) :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{II.1})$$

Le pli de base utilisé dans cette étude est un composite unidirectionnel. Ce type de matériau est généralement considéré comme isotrope transverse. En d'autres termes, on considère qu'il a un comportement isotrope dans le plan (e2; e3) perpendiculaire à l'axe des fibres. Cela se traduit au niveau de la relation contrainte-déformation par :

$$S_{22} = S_{33} \text{ et } S_{12}=S_{13} \text{ et } S_{55}=S_{66} \quad (\text{II.2})$$

De plus les coefficients  $S_{ij}$  de la matrice des souplesses peuvent s'exprimer en fonction des propriétés mécaniques du matériau :

$$\begin{aligned} S_{11} &= \frac{1}{E_{11}} & S_{22} = S_{33} &= \frac{1}{E_{22}} & S_{44} &= \frac{2(1+\nu_{23})}{E_{22}} \\ S_{12} = S_{13} &= -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} = -\frac{\nu_{21}}{E_{22}} & S_{23} &= -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & S_{55} = S_{66} &= \frac{1}{G_{12}} = \frac{1}{G_{13}} \end{aligned} \quad (\text{II.3})$$

Finalement, dans le cas d'un pli unidirectionnel, la loi de HOOKE généralisée s'écrit :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{E_{22}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{2(1+\nu_{23})}{E_{22}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{II.4})$$

Pour le comportement du pli, la théorie des plaques stratifiées permet d'homogénéiser un empilement et d'en déduire des constantes mécaniques équivalentes.

#### II.4 Comportement mécanique à l'interface

La nécessité de comprendre l'endommagement des matériaux composites sous l'effet de sollicitations extérieures a conduit à la mise en place de nouveaux concepts en mécanique de la rupture. La théorie classique de l'endommagement développée pour les matériaux isotropes métalliques ou céramiques est insuffisante pour rendre compte des phénomènes qui interviennent par exemple dans un assemblage métal-céramique. Les bimatériaux et plus particulièrement les assemblages métal-céramique, du fait de la présence d'une interface, milieu non homogène, ont un comportement singulier vis-à-vis de la rupture. Celle-ci peut intervenir de plusieurs manières fragile ou ductile dans le volume de l'un ou l'autre des matériaux en général dans la Céramique (rupture cohésive),

- Adhésive suite à la propagation d'une fissure dans l'interface,
- Mixte, suite à la déviation d'une fissure pré-existante dans l'interface dans l'un ou l'autre des matériaux massifs.

Le comportement vis-à-vis de la rupture d'un multi matériau est fortement dépendant :

- De la distribution des défauts dans les trois milieux : céramique, zone interfaciale, métal,
- De la résistance intrinsèque de chaque milieu (énergies de rupture de chaque milieu),
- Du niveau de la répartition des contraintes résiduelles,
- De la proportion relative de métal et de sa contrainte d'écoulement plastique.

## Comportement mécanique des composites.

L'ensemble conduit à une anisotropie dans les mécanismes mis en jeu lors de sollicitations mécaniques, et l'endommagement peut intervenir soit par rupture fragile dans la céramique, soit par rupture fragile ou ductile dans l'interface ou encore par rupture ductile dans le métal. Des chercheurs ont été intéressés aux mécanismes de fissuration à l'interface entre deux matériaux sont Erdogan et al. [4], Rice et al. [4]. Les notations utilisées dans cette partie bibliographique sont celles développées par Hutchinson et al. [4]. Ils ont considéré deux matériaux liés ; chacun des matériaux possède des propriétés élastiques isotropes. Ainsi Dundurs [4] a démontré que pour ce type de problème la solution en déformation plane ne dépend que de deux paramètres à savoir :

$$\alpha = \left[ \frac{G_1(1-\nu_2) - G_2(1-\nu_1)}{G_1(1-\nu_2) + G_2(1-\nu_1)} \right] \dots\dots\dots(\text{II.5})$$

$$\beta = \left[ \frac{G_1(1-\nu_2) + G_2(1-\nu_1)}{G_1(1-\nu_2) - G_2(1-\nu_1)} \right] \dots\dots\dots(\text{II.6})$$

Où : G : Module de cisaillement des matériaux 1 et 2, et  $\nu$  : Coefficient de poisson des matériaux 1 et 2.

$\alpha$  et  $\beta$  tendent vers 0 si la différence des propriétés élastiques des deux matériaux devient nulle. Cependant les paramètres  $\alpha$  et  $\beta$  peuvent avoir des valeurs négatives ou positives, selon les valeurs des constantes élastiques des deux solides.

Pour un couple de matériaux, on peut écrire le champ de contrainte agissant sur l'interface à une distance r du front de fissure sous la forme complexe suivante :

$$\sigma_{22} + i\sigma_{12} = \frac{(K_I + iK_{II})}{\sqrt{2\pi r}} r^{i\varepsilon} \dots\dots\dots(\text{II.7})$$

Avec  $\varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \left[ \frac{1-\beta}{1+\beta} \right]$

KI et KII sont des facteurs d'intensité de contrainte définis pour être compatibles avec les facteurs d'intensité de contrainte des matériaux homogènes. Ils dépendent linéairement des charges appliquées et de la forme des assemblages.

Lorsque  $\varepsilon \neq 0$ , KI et KII ne peuvent pas être interprétés comme des facteurs d'intensité de contrainte en mode I (ouverture) et II (cisaillement) directement liés aux contraintes normales et de cisaillement, mais, pour la plupart des couples présentant un intérêt,  $\varepsilon$  reste faible. Par conséquent, un développement de la mécanique de la rupture interfaciale directement applicable à la détermination de la ténacité critique à partir des

## Comportement mécanique des composites.

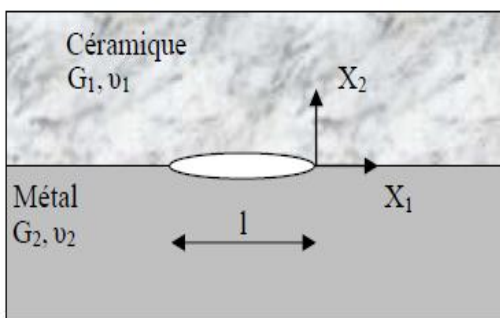
essais expérimentaux, ou bien permettant de prédire les ruptures à partir des données expérimentales n'est possible qu'en prenant  $\beta = 0$  et donc  $\varepsilon = 0$ .

Notons que dans ce cas de figure ( $\beta = 0$  et donc  $\varepsilon = 0$ ), KI représente la composante normale de la singularité de contrainte en traction à l'interface, KII correspond à la composante de cisaillement. Prenons le cas d'une fissure située sous l'interface à une distance  $h$  petite par rapport à la longueur  $l$  de la fissure (Figure II.3). Lorsque  $h = 0$  avec  $l$  fixe, la solution du problème se rapproche de celle à l'interface. Comninou [4] a pu développer une relation mettant en jeu les modes I et II des facteurs d'intensité de contraintes complexes au voisinage de l'interface. Le champ de contrainte en fond de fissure est de la forme :

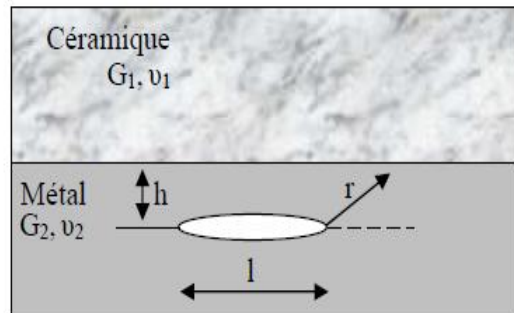
$$\sigma_{\alpha\beta} = \text{Re} \left[ \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} r^{i\varepsilon} \sigma_{\alpha\beta}(\theta) \right] \dots\dots\dots(\text{II.8})$$

Où:  $r$  et  $\theta$  sont les coordonnées polaires par rapport à l'origine,

$K$  : facteur d'intensité de contrainte au voisinage de l'interface ( $K = \text{KI} + \text{KII}$ ) avec une dépendance angulaire pour un couple de matériaux donné :



Fissure à l'interface



Fissure sous l'interface

**Fig. II.3** : Représentation du problème de fissuration à l'interface [4].

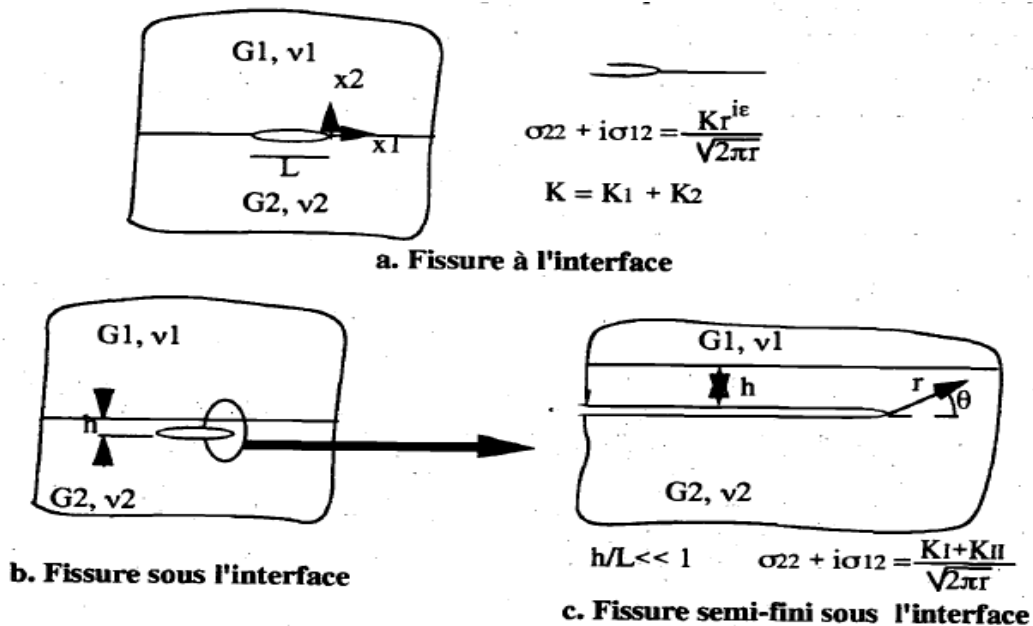


Fig. II.4 : Représentation du problème de fissuration à l'interface. [4]

## II.5 Comportement mécanique d'un composite à fibres longues unidirectionnelles

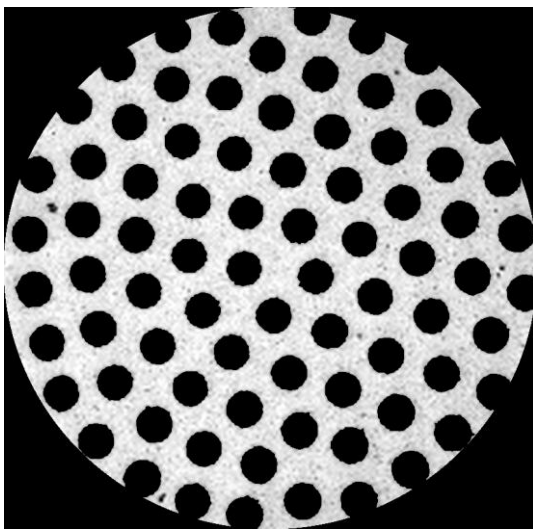
Une autre variété de composites dont l'intérêt technologique est considérable, est obtenue en incluant des fibres longues parallèles d'un matériau donné « f » dans une matrice de matériau « m », comme sur la figure II.5(a). Lorsque la rigidité des fibres est plus grande que celle de la matrice, la matrice est ainsi renforcée par les fibres. L'arrangement des fibres parallèles est le plus souvent aléatoire mais la répartition périodique en quinconce ou en nid d'abeille de la figure II.5(b) reste très pertinente pour décrire le comportement du composite. Les fibres forment un réseau hexagonal. Le triangle élémentaire indiqué en pointillés sur la figure II.5(b) est équilatéral [5]. Les fibres sont considérées comme des cylindres de section circulaire, de rayon  $r_f$ , et de longueur infinie. Elles sont constituées d'un matériau élastique isotrope de coefficients de Lamé  $\lambda_f$  et  $\mu_f$ . La matrice, quant à elle, est également élastique isotrope de coefficients de Lamé  $\lambda_m$  et  $\mu_m$ . Soit  $2r_m$  la distance entre les centres des fibres. L'interface fibre/matrice est parfaite, sans glissement ni ouverture possible.

Il est possible d'aborder la question de la réponse mécanique d'un tel composite à fibres longues avec la répartition idéalisée en nid d'abeille. Contrairement au cas du composite stratifié, il n'est pas possible de donner une expression explicite des modules

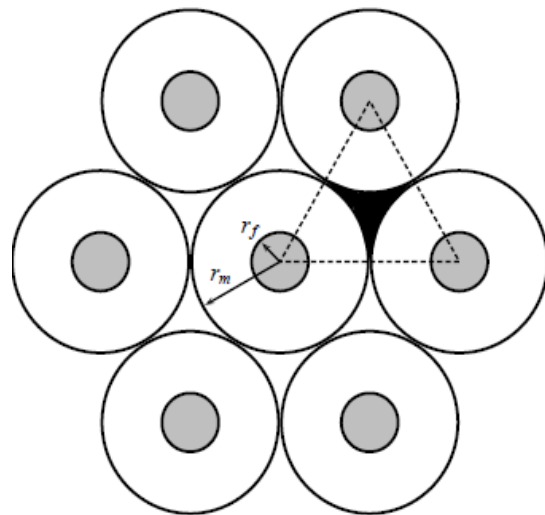
effectifs en raison de la complexité de la solution. Les auteurs ont proposé plusieurs estimations de cette solution. Pour cela, on découpe le domaine  $\Omega$  occupé par le composite de la figure II.5(b) en deux zones :

- le domaine ouvert  $\Omega_1$  réunit les motifs constitués du cylindre de rayon  $r_f$  et d'une couronne cylindrique de matrice entourant chaque fibre et d'épaisseur  $r_m - r_f$  ; dans la suite, on appelle cylindre composite un tel motif cylindrique de rayon  $r_m$ , composé d'une fibre et d'une couronne cylindriques ;
- le domaine ouvert  $\Omega_2$ , entièrement constitué de matrice, réunit les portions de matrice situées dans les zones interstitielles entre les cylindres composites ; une telle zone interstitielle est peinte en noir sur la figure II.3(a). Noter que  $\Omega_1$  et  $\Omega_2$  constituent un recouvrement de  $\Omega$  sans chevauchement :

Les fibres sont parallèles à l'axe  $e_z$  et on adopte un système de coordonnées cylindriques, d'axe  $z$ , ayant pour origine le centre d'un cylindre composite.



(a)



(b)

**Fig. II.5 :** (a) Vue au microscope optique d'un échantillon de composite à matrice métallique et à fibres en carbure de silicium (diamètre des fibres :  $140 \mu\text{m}$ ) ; (b) motif élémentaire en nid d'abeille modélisant un composite à fibres longues unidirectionnelles [5].

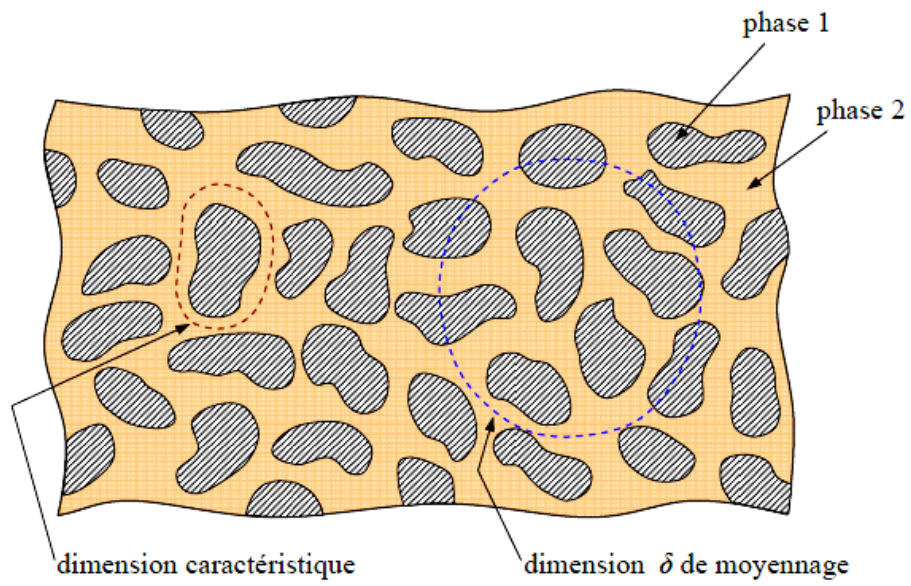
Le composite complet est obtenu par réplication et translation de ce motif dans le plan. Les sections présentées sont perpendiculaires à la direction  $e_z$  commune des fibres.



### II.5.1 Comportement élastique d'un matériau composite unidirectionnel

A une échelle suffisamment fine, tous les matériaux sont hétérogènes, même les matériaux dits homogènes. Pour s'en convaincre, il suffit de partir de l'échelle des atomes et des molécules. Si les matériaux usuels de l'ingénieur devaient être caractérisés à cette échelle d'observation, la tâche serait insurmontable. Pour contourner cette difficulté, l'ingénieur introduit l'hypothèse de continuité de la matière. Cette hypothèse implique un concept de moyenne statistique, dans lequel la constitution réelle du matériau est idéalisée en considérant le matériau comme étant. Un milieu homogène est alors caractérisé par des propriétés identiques en chaque point. Dans le cas d'une phase 1 dispersée dans une phase 2 (figure II.6), il existe généralement une dimension caractéristique de l'hétérogénéité. Par exemple, dans le cas d'un matériau composite à fibres, cette dimension sera la distance moyenne entre les fibres. Cette dimension est en fait une description moyenne entre les fibres. Cette dimension est en fait une description idéalisée d'une répartition statistique au sein du matériau hétérogène réel [6].

D'autre part, il existe généralement une échelle de dimension à laquelle les propriétés du matériau peuvent être moyennées avec une bonne approximation. Ceci signifie que, dans ce cas, les propriétés mesurées sur un échantillon de dimension sont indépendantes de l'endroit « du point » du matériau où a été prélevé l'échantillon. Dans le cadre d'un tel concept, le matériau peut alors être considéré comme étant effectivement homogène, et les problèmes de calculs des structures peuvent être résolus en considérant les propriétés moyennes mesurées à l'échelle. Dans le cas où il existe une telle échelle (intermédiaire entre l'échelle microscopique, celle des constituants, et l'échelle de la structure), on dit que l'on peut homogénéiser le matériau on parle alors d'homogénéité macroscopique (par opposition à l'échelle des constituants dite microscopique), ou d'homogénéité statistique. Le concept de rendre « homogène » un matériau « hétérogène » est appelé le concept d'homogénéisation [6].



**Fig. II.6 :** Homogénéisation d'un matériau homogène [6].

## Références chapitre II

[1] Nicolas REVEST « Comportement en fatigue de pièces épaisses en matériaux Composites » Doctorat ParisTech thèse de doctorat délivré par l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris Spécialité Sciences et Génie des Matériaux le 14 novembre 2011

[2] Himayat Ullah « Analysis of mechanical behaviour and damage of carbon fabric-reinforced composites in bending » A Doctoral Thesis. Submitted in partial fulfillment of the requirements for the award of Doctor of Philosophy of Loughborough University. February 2013

[3] Damien DUCRET « ELASTICITE ANISOTROPE ET ENDOMMAGEMENT DES MATERIAUX COMPOSITES : CARACTERISATION ULTRASONORE ET MODELISATION MICROMECHANIQUE » Thèse de doctorat juillet 2000

[4] LAMINE HATTALI « caractérisation thermomécanique des assemblages métal-céramique élaborés par thermocompression » thèse de doctorat en science des matériaux à l'école centrale Lyon, 2009.

[5] Hashin Z. and Rosen B.W. (1964). The elastic moduli of fiber-reinforced materials. Journal of Applied Mechanics, vol. 31, pp 223–232.

[6] Berthelot, Partie III Comportement mécanique des matériaux composites. (Chapitre 9)

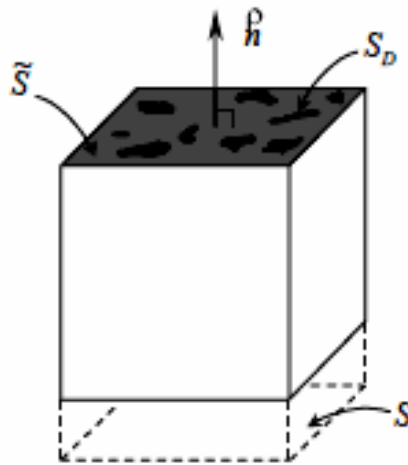
## **Chapitre III**

### **Endommagement des matériaux composites.**

Dans le cas des matériaux composites, l'initiation de la rupture se produit généralement bien avant l'observation d'un changement du comportement macroscopique. Le comportement mécanique des matériaux composites à fibres en céramique et à matrices polymériques est particulièrement difficile à modéliser. Ainsi, la forte anisotropie des matériaux à fibres longues implique dans le cadre simple de l'élasticité un nombre de coefficients très élevé à déterminer. De même, le comportement qualifié de viscoélastique est l'un des plus complexes que l'on puisse rencontrer sur des matériaux de construction industrielle. Cependant, le niveau de difficulté maximum concerne l'étude de l'endommagement qui présente des formes homogénéisées comme la microfissuration de matrice [1].

### III.1 Définition de l'endommagement

Considérons un élément de volume d'un matériau endommagé, c'est à dire au sein duquel on trouve des microfissures et des cavités dans des proportions notables alors que dans l'état initial du même matériau non endommagé ces microfissures et cavités sont imperceptibles [2]. Soit une section d'aire  $S$  de cet élément de volume repérée par sa normale  $h$  (figure III.1). Dans cette section, il apparaît des discontinuités de formes diverses d'aire totale  $S_D$ .



**Fig. III.1 :** Elément de volume endommagé [3]

L'aire de résistance effective  $\tilde{S}$  s'écrit alors comme la différence entre l'aire  $S$  de la section et  $S_D$  l'aire totale de l'ensemble des défauts présents dans la surface  $S$  :

$$\tilde{S} = S - S_D \quad (\text{III.1})$$

L'endommagement dans la direction  $h$  notée  $D_n$  est alors défini comme le rapport entre  $S_D$  et  $S$  [2], [4] :

$$D_n = \frac{S_D}{S} = \frac{S - \tilde{S}}{S} \quad (\text{III.2})$$

Ainsi, la variable d'endommagement  $D_n$  représente l'aire relative des microfissures et des cavités coupées par le plan défini par sa normale  $h$ . Mathématiquement, lorsque  $S$  tend vers

1,  $D_n$  représente la densité surfacique des discontinuités de la matière dans le plan de normale  $h$ .  $D_n$  varie de 0 à 1 entre l'état initial non endommagé et la rupture de l'élément de volume considéré selon un plan normal à  $h$  :

$$\tilde{S} = S \Rightarrow D_n = 0 \quad (\text{III.3})$$

$$\tilde{S} = 0 \Rightarrow D_n = 1 \quad (\text{III.4})$$

### III.2 Endommagement d'origine thermique

Si un traitement thermomécanique peut dans certains cas restaurer un matériau préalablement déformé plastiquement, il n'en est pas de même pour les matériaux dont le comportement est fragile puisque l'endommagement a tendance à faire perdre à la matière sa cohésion interne. La théorie classique de la thermoélasticité indique que les contraintes et les déformations, de même nature, engendrées par plusieurs systèmes d'actions extérieurs appliquées simultanément, s'ajoutent respectivement. La superposition d'un champ de contraintes (associé à un champ de déformations élastiques) et d'un champ thermique (qui engendre de ce fait une déformation thermique), se traduit donc par l'équation suivante :

$$\tilde{\varepsilon} = \tilde{\varepsilon}_{el} + \tilde{\varepsilon}_{th} \quad (\text{III.5})$$

Où le tenseur des déformations thermiques a pour expression, dans le cas courant d'un matériau isotrope :

$$\tilde{\varepsilon}_{th} = \alpha(T - T_0)\delta_{ij} \quad (\text{III.6})$$

Avec  $\alpha$  le coefficient de dilatation thermique. Pour un corps isotrope adoptant un comportement thermoélastique linéaire, la relation de comportement s'écrit donc :

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1+\nu}{E}\sigma_{ij} - \frac{\nu}{E}(\text{trace}\tilde{\sigma})\delta_{ij} + \alpha(T - T_0)\delta_{ij} \quad (\text{III.7})$$

Où  $(T-T_0)$  est l'écart de température par rapport à la température de référence  $T_0$ .

Les contraintes d'origine thermique sont susceptibles d'apparaître au cours du refroidissement d'un matériau multiphasé depuis sa température d'élaboration ou en service à haute température. La différence entre les coefficients d'expansion thermique des constituants du matériau en est notamment à l'origine. Lorsque les phases possèdent une certaine ductilité, l'accommodation plastique n'induit pas d'endommagement. En revanche, dans le cas des matériaux fragiles, les contraintes peuvent atteindre des niveaux élevés, supérieurs à la résistance à la rupture et, ainsi, entraîner la fissuration du composant. L'aptitude du matériau à accommoder ces contraintes est alors insuffisante.

### **III.3 Technique de détection de l'endommagement**

Les méthodes de détection et quantification de l'endommagement d'un stratifié composite sont multiples. Elles peuvent être parfois couplées. On distingue en général les méthodes de caractérisation directes, qui permettent de suivre l'endommagement en l'observant directement et les méthodes de caractérisations indirectes.

#### **III.3.1 Méthodes de caractérisation**

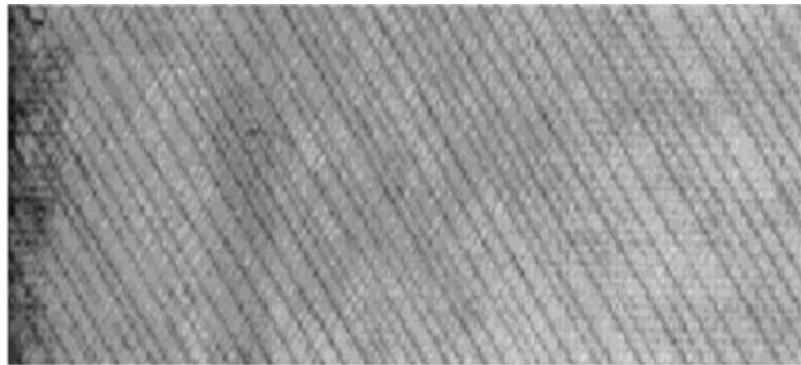
##### **a) Microscopie optique**

Il s'agit de la méthode de caractérisation de l'endommagement la plus simple, basée sur son observation directe à l'aide d'un microscope optique. Cette observation peut être faite après l'essai. Pour cela, il est nécessaire de démonter l'éprouvette. Elle peut être également effectuée in/situ, c'est-à-dire sans interrompre l'essai. Pour cela, une caméra munie d'un microscope optique à faible grossissement est utilisée. Cette dernière méthode peut être affinée par la première. Cette technique présente cependant l'inconvénient de ne donner qu'une représentation 2D des endommagements.

##### **b) Radiographie X**

La radiographie aux rayons X est en général utilisée pour visualiser directement les fissures transverses et évaluer les surfaces de délaminages. Afin de faire apparaître ceux-ci, il est nécessaire d'utiliser un opacifiant aux rayons X. Ce dernier est déposé sur les bords libres de l'éprouvette et pénètre par capillarité dans les

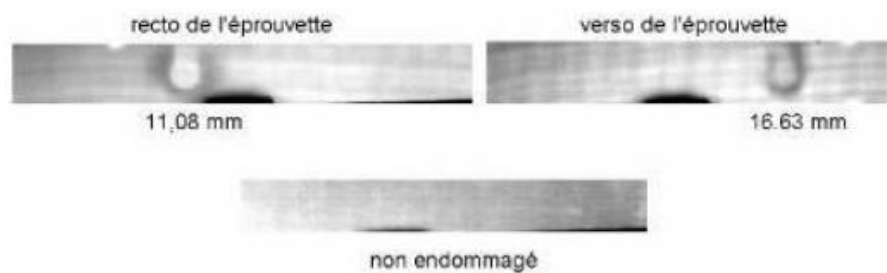
endommagements. La figure III.2 présente un exemple de clichés obtenus par radiographie X.



**Fig. III.2 :** Mise en évidence de fissures par radiographie X de stratifiés composites [5]

### III.3.2 Détection des ruptures de fibres dans le composite verre/époxy

Dans le cas des composites verre/époxy, la rupture des fibres est observée à la fois en réflexion et en transmission (Fig. III.3). Sur l'éprouvette non endommagée, le champ de température est homogène dans toute l'éprouvette ce qui n'est pas le cas pour les éprouvettes endommagées.



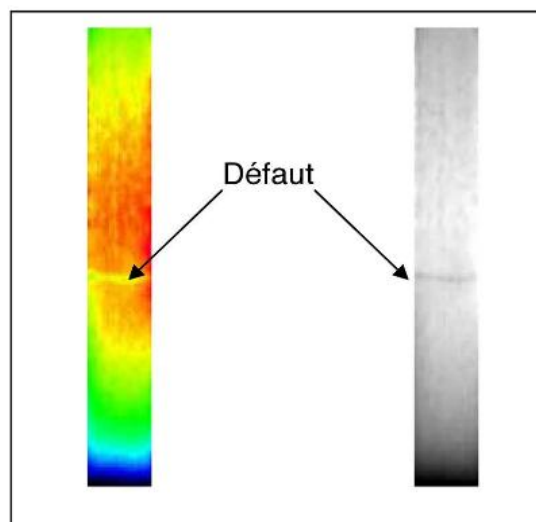
**Fig. III.3 :** Observation par transmission en thermographie infrarouge des défauts sur les éprouvettes en verre/époxy [5].

### III.3.3 Détection des ruptures de fibres dans le composite carbone/époxy

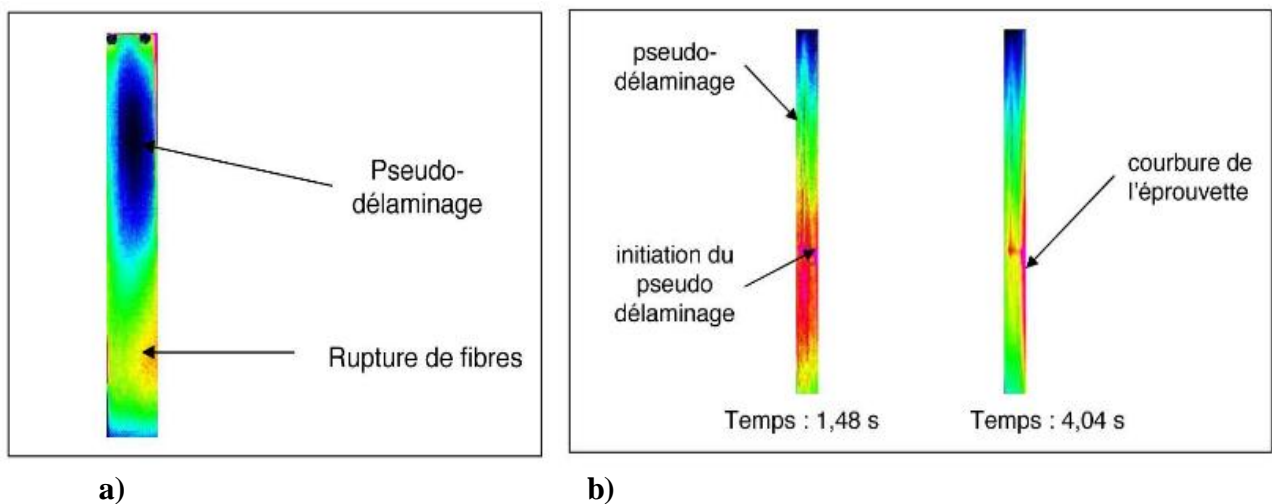
La rupture de fibres a toujours été observée quelle que soit l'épaisseur de l'éprouvette par transmission. Pour les éprouvettes de 3 mm d'épaisseur, la rupture de fibres a été clairement mise en évidence (Fig. III.4). Lors du refroidissement, il apparaît sur l'éprouvette une ligne horizontale. Cela signifie qu'il y a un changement de température au



sein de l'éprouvette. L'origine de cela est le changement de conductivité thermique du matériau. Cela impose que le matériau présente un endommagement. A partir de cette cartographie, il est possible de déterminer la position du défaut. Ici le seul paramètre intéressant est de le positionner dans le sens longitudinal de l'éprouvette. Ici il se situe à environ 7,8 cm du haut de l'éprouvette. Pour les éprouvettes de 6 et 8 mm d'épaisseur, il est plus difficile de mettre en évidence les ruptures de fibres car ces éprouvettes présentent également du délaminage qui est bien plus important et donc plus visible que la rupture de fibres (Fig. III.5).



**Fig. III.4 :** Cartes (couleur et noir et blanc) obtenues par thermographie infrarouge du champ de température sur les éprouvettes de 3 mm d'épaisseur en carbone/époxy [5].



a)

b)

**Fig. III.5 :** Carte obtenue par thermographie infrarouge du champ de température sur les éprouvettes de 6 et 8 mm d'épaisseur en carbone/époxy. (a) Vue du plan des éprouvettes (b) Vue de la tranche des éprouvettes [5].

### III.5 Méthode numérique par calcul éléments finis

SAMCEF utilise une méthode spécifique, intitulée «Virtual Crack Extension» (VCE), qui permet de déterminer le taux de restitution d'énergie critique et d'effectuer la séparation modale. Une autre méthode très répandue dans la littérature est la méthode «Virtual Crack Closure Technique» (VCCT). Cette dernière n'est pas encore intégrée dans tous les grands codes d'éléments finis de commerce. La méthode VCCT a été implémentée pour post-traiter les résultats en effort et déplacement de l'analyse par éléments finis et faire une comparaison avec les résultats fournis par l'outil dédié sur SAMCEF [6].

#### III.5.1 Méthode d'avancée virtuelle de fissure (VCE)

Cette méthode est intégrée dans SAMCEF. Le principe de calcul en 2D (Figure III.6) consiste à séparer le nœud au front de fissure en deux nœuds superposés (rouge et bleu), chaque nœud est attaché à un côté différent de la fissure. Une liaison relie les deux nœuds et sert à mesurer les efforts de réaction entre eux. Deux nœuds supplémentaires (gris) sont placés de la même manière en avant du front de fissure pour mesurer les déplacements relatifs entre les faces de la fissure. Tout d'abord les efforts de réaction (RI, RII), les déplacements relatifs (UI, UII), et l'énergie potentielle initiale (E0) des éléments qui contiennent les nœuds de pointe de fissure sont calculés (Figure III.6.c). Puis, une avancée de la fissure est simulée par un déplacement des deux nœuds (rouge et bleu) d'une distance contrôlée par un paramètre de perturbation de SAMCEF et l'énergie potentielle (E1) des mêmes éléments est recalculée (Figure III.6.d). Le taux de restitution d'énergie total est ensuite déterminé en tenant compte de la variation de la surface fissurée (dA) générée par la perturbation des nœuds :

$$G_t = - \frac{E_1 - E_0}{dA} \quad (\text{III. 8})$$

La mesure des efforts de réaction et des déplacements relatifs, mesurés dans le repère de la fissure, permet de calculer les pourcentages relatifs en mode I et II. La répartition du  $G_t$  est alors possible :

$$G_I = \frac{UI \cdot RI}{(UI \cdot RI + UII \cdot RII)} \cdot G_t \quad (\text{III. 9})$$

$$G_{II} = \frac{UII \cdot RII}{(UI \cdot RI + UII \cdot RII)} \cdot G_t \quad (III.10)$$

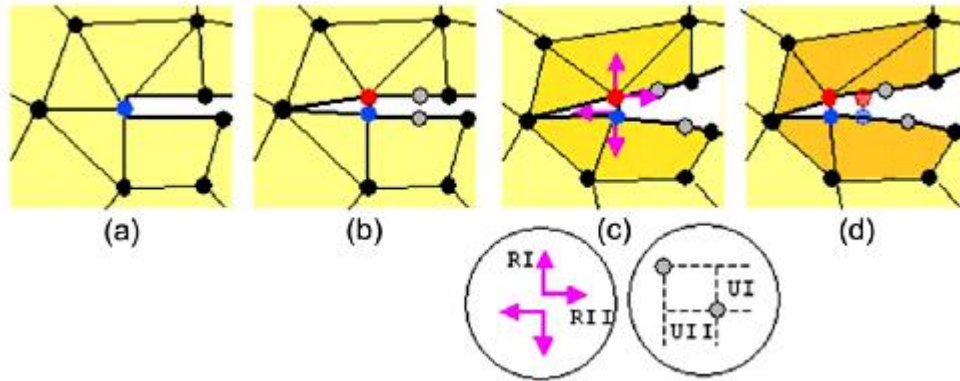


Fig. III.6 : Méthode d'avancée virtuelle de fissure (VCE) [6].

### III.5.2 Méthode de fermeture virtuelle de fissure (VCCT)

La méthode VCCT est basée sur l'hypothèse que l'énergie libérée lorsqu'une fissure se propage d'une distance  $\Delta a$  est identique à l'énergie nécessaire pour refermer la fissure, sous un même effort externe. La Figure III.7 montre le principe de calcul du G en 2D avec des éléments quadrangles à 8 noeuds. Les noeuds 1, 1\* et m, m\* servent à mesurer les déplacements relatifs dans le repère XZ. Les efforts de réaction sont mesurés aux noeuds i et j. Quand une fissure est avancée d'une distance  $\Delta a$ , les GI et GII peuvent alors être déterminés par :

$$G_I = \frac{1}{2\Delta a} \cdot [Z_i \cdot (w_l - w_{l*}) + Z_j \cdot (w_m - w_{m*})] \quad (III.11)$$

$$G_{II} = \frac{1}{2\Delta a} \cdot [X_i \cdot (u_l - u_{l*}) + X_j \cdot (u_m - u_{m*})] \quad (III.12)$$

Où :

X : Effort de réaction (linéique) selon l'axe X

Z : Effort de réaction (linéique) selon l'axe Z

u : Déplacement selon l'axe X

w: Déplacement selon l'axe Z

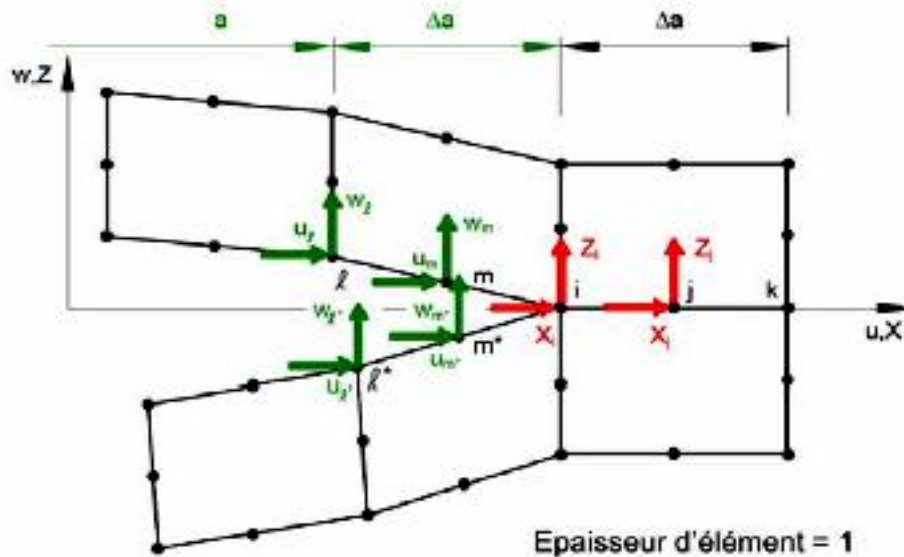


Fig. III.7 : Méthode de fermeture virtuelle de fissure (VCCT) [6].

### III.6 Mécanismes d'endommagement dans les composites

De manière générale, l'endommagement est défini comme un ensemble de changements microstructuraux au sein du matériau qui occasionnent une détérioration irréversible plus ou moins importante. Pour les matériaux composites, notamment ceux à forte anisotropie, sa géométrie dépend, non pas du mode de chargement comme pour les matériaux métalliques, mais de l'arrangement géométrique des constituants du composite. Notons également que l'endommagement est défini comme une augmentation de la taille ou du nombre de fissures. Ceci engendre une diminution des caractéristiques mécaniques du système qui mène à sa ruine. Trois mécanismes sont généralement observés lors de processus d'endommagement [7] :

- L'amorçage: qui correspond à l'apparition de la cavité au sein du matériau.
- L'accroissance: au cours de la quelle des volumes de cavités augmentent.
- La rupture: phase qui correspond à l'apparition de microcavités par coalescence des microcavités existantes.

### III.4 Modélisation de l'endommagement

Selon Bing QI [8], il existe trois échelles d'observation de l'état de la matière :

- a) Une échelle microscopique (celle du grain) à laquelle les hétérogénéités de la matière sont visibles. Les défauts surfaciques et volumiques, principales causes de l'endommagement, sont alors également décelables ;
- b) Une échelle mésoscopique, introduisant le concept du volume élémentaire représentatif (VER). Ce volume doit être suffisamment grand par rapport aux dimensions des hétérogénéités de la matière, et suffisamment petit pour que les lois de comportement classiquement présentées par les matériaux aient un sens. Les modèles numériques développés dans ce travail de thèse se situent à ce niveau d'échelle mésoscopique;
- c) Une échelle macroscopique, celle de la structure, composée d'un assemblage de VERs.

### III.4.1 Modèle d'endommagement isotrope

Ce modèle propose de quantifier l'état de l'endommagement d'un matériau par une variable scalaire  $D$  qui peut varier de 0 à 1. La valeur 0 représente l'état non-endommagé du matériau, et la valeur 1 représente l'état d'endommagement à la rupture. Ce type d'endommagement peut-être décrit par un modèle simple défini comme suit : lorsqu'une force de traction  $F$  est appliquée à une éprouvette de section nominale  $S_n$ , la contrainte est donnée par la relation

$S_n s = F$ . En présence d'endommagement, la surface supportant effectivement la charge est  $S_e$ , telle que  $S_e = S_n - S_D < S_n$ , et  $S_D$  est la surface des fissures dans le plan contenant la section  $S_n$  considérée. Le paramètre d'endommagement  $D$  est défini comme :

$$D = \frac{S_D}{S_n} = 1 - \frac{S_e}{S_n} \quad (\text{III. 13})$$

Si la valeur  $D$  est identique quelle que soit la direction du plan de la section  $S_n$  choisie, l'endommagement est dit isotrope. La contrainte effective peut être exprimée également par la relation :

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{S_e} = \frac{F}{S_n(1 - D)} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad (\text{III. 14})$$

Les évolutions de l'endommagement peuvent être suivies de manière directionnelle (dans le sens de la traction) par les changements du module d'Young en utilisant la définition suivante :

$$D_E = 1 - \frac{E}{E_0} \quad (\text{III. 15})$$

Où  $E$  est le module d'Young mesuré sous chargement, et  $E_0$  est le module d'Young initial du matériau supposé sain. Cette relation est basée sur une équivalence en déformation :

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} = \frac{\tilde{\sigma}}{\tilde{\epsilon}} \Rightarrow \frac{E}{E_0} = 1 - D_E \Rightarrow E = (1 - D_E)E_0 \quad (\text{III. 16})$$

### III.4 Critères d'endommagements

#### III.3.1 Critères de propagation de fissures

Les théories classiques décrivent, à l'échelle macroscopique, l'endommagement par des paramètres descriptifs d'un état global de dégradation. A l'échelle microscopique, l'endommagement localisé est lié à la création de nouvelles surfaces libres, autrement dit, à la propagation d'une microfissure. Pour justifier l'amorçage, différentes théories ont été développées. Griffith a proposé une valeur critique de taux de restitution d'énergie  $G_C$  [9].  $G_C$  représente l'énergie nécessaire à la création de nouvelles surfaces libres au front de fissure. Lorsque le taux de restitution d'énergie  $G$  atteint la valeur critique  $G_C$ , la fissure se propage. Irwin [10] a quant à lui proposé un facteur d'intensité de contrainte  $K_I$  pour la propagation de fissures en mode I. Lorsque  $K_I$  atteint la valeur critique  $K_{Ic}$  (ténacité du matériau), la fissure se propage. Plus tard, Rice [11] a étendu la théorie de Griffith [9] aux matériaux à comportement élastoplastique. Il a montré que le taux de restitution d'énergie  $G$  peut être exprimé comme une intégrale de contour autour du front de fissures, appelé intégrale  $J$ . Au même moment, Wells [12] a proposé un paramètre intrinsèque représentatif de l'ouverture critique d'une fissure (CTOD : Crack Tip Opening Displacement) que peut subir le matériau avant sa propagation. La manière dont se propage une fissure est fortement influencée par le type de chargement et la géométrie du matériau. A chaque

instant, il est important de pouvoir connaître sa nouvelle direction de propagation. Il existe quatre critères principaux de propagation d'une fissure :

- Le critère de la contrainte principale maximale ;
- Le critère de la contrainte circonférentielle maximale ;
- Le critère de la densité d'énergie de déformation minimale ;
- Le critère du taux de restitution d'énergie maximal.

### III.3.2 Critère de la contrainte principale maximale

Dans ce cas de figure, la direction de propagation d'une fissure est toujours perpendiculaire à celle de la contrainte principale maximale. Elle peut être ainsi considérée, dans le repère principal, comme étant une propagation de fissure purement en mode I. Ce critère est l'un des critères de propagation de fissures les plus utilisés. Il constitue un critère de champs de contrainte localisée au front de fissure comme pour le critère de la contrainte circonférentielle maximale.

### III.3.3 Critère de la contrainte circonférentielle maximale

Ce critère a été proposé par Erdogan et Sih en 1963 [13] pour étudier des matériaux élastiques. Dans ce cas, la contrainte en front de fissure peut être projetée selon trois directions (Figure III.8).

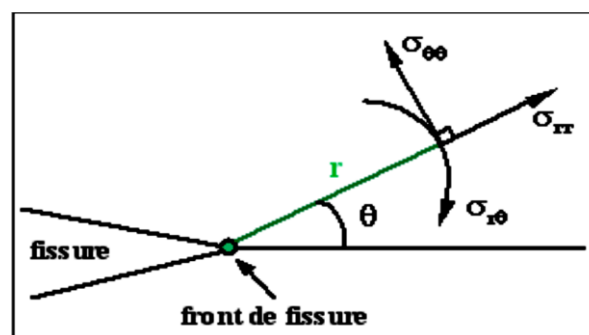


Fig. III.8 : Contrainte maximale au front de fissure en coordonnées sphériques [8].

Les expressions de ces projections peuvent être écrites en coordonnées sphériques par les formules ci-dessous :

$$\sigma_{rr} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left\{ K_I \left[ 1 + \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] + \frac{3}{2} K_{II} \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right) - 2 K_{II} \tan\left(\frac{\theta}{2}\right) \right\} \quad (\text{III. 17})$$

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left\{ K_I \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) + \frac{3}{2} K_{II} \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right\} \quad (\text{III. 18})$$

$$\sigma_{r\theta} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left\{ K_I \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) + K_{II} [3 \cos(\theta) - 1] \right\} \quad (\text{III. 19})$$

Où  $K_I$  représente le facteur d'intensité des contraintes en mode I et  $K_{II}$  celui en mode II. Ces équations sont valables à la fois dans le cas d'une hypothèse de contrainte plane et de déformation plane. Selon le critère imposé, la fissure va se propager dans la direction pour laquelle la contrainte circonférentielle  $\sigma_{\theta\theta}$  atteint une valeur maximale. La dérivée de l'équation I-13 doit ainsi être égale à zéro :

$$\frac{\partial \sigma_{\theta\theta}}{\partial \theta} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \left\{ K_I \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) - K_{II} [3 \cos(\theta) - 1] \right\} = 0 \quad (\text{III. 20})$$

Cet angle de contrainte maximale  $q$  a alors pour expression :

$$\theta = 2 \arctan \left[ \frac{1}{4} \frac{K_I}{K_{II}} \pm \frac{1}{4} \sqrt{\left(\frac{K_I}{K_{II}}\right)^2 + 8} \right] \quad (\text{III. 21})$$

Le choix du signe de  $q$ , issu de l'équation I-16, est directement conditionné par celui de  $K_{II}$ . Si  $K_{II}$  est positif, alors le signe de  $q$  sera positif. On peut également conclure que selon l'équation I-16, l'angle de propagation en mode I ( $K_{II} = 0$ ) est égal à zéro. Pour une propagation de fissure en mode II, l'angle de propagation peut varier dans l'intervalle  $[-70.5^\circ, 70.5^\circ]$  dans le cadre d'une rupture élastique linéaire.

### III.3.4 Énergie de rupture interfaciale

D'un point de vue macroscopique, la résistance de l'interface métal/céramique peut être quantifiée par l'énergie de rupture de l'interface notée  $G_c$  (qui a la dimension d'une Force). Dans le cas où  $\varepsilon = 0$ , l'énergie de rupture interfaciale est définie comme la valeur critique du terme énergétique  $G$  associé à la propagation de la fissure dans l'interface. Selon le formalisme de Griffith, la rupture se produit quand la variation d'énergie de



déformation est au moins égale à la variation d'énergie nécessaire à la création de nouvelles surfaces. Cette énergie de déformation relâchée par le corps est appelée taux de restitution d'énergie et est notée  $G$ . La fissure s'amorce donc lorsque le taux de restitution d'énergie  $G$  est au moins égal à une valeur critique  $G_c$  (énergie de rupture interfaciale). L'énergie qui est libérée lors de la propagation sur une unité de longueur de la fissure interfaciale est reliée aux facteurs d'intensité de contrainte en mode I et II [8] :

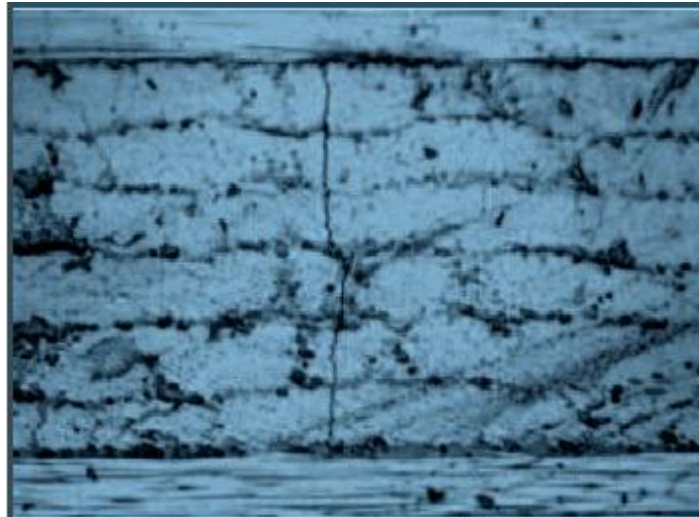
$$G = \frac{\frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2}}{2 \cosh^2 \pi \varepsilon} (K_I^2 + K_{II}^2) \quad (\text{III.22})$$

$G$  étant une fonction de  $K_I$  et  $K_{II}$ ,  $G_c$  ne peut être défini que comme une fonction de l'angle  $\psi = \text{Arc tan} (K_{II}/K_I)$  et peut être définie par des essais mécaniques sur des échantillons ayant des géométries bien particulières. Cependant, cette détermination expérimentale ne permet pas d'obtenir une valeur empirique de l'énergie de rupture puisqu'il a été montré que celle-ci est fortement influencée par la trajectoire de fissuration et donc par le type d'essai réalisé.

### III.6.1 Caractéristiques des mécanismes d'endommagement

#### a) *Fissuration matricielle*

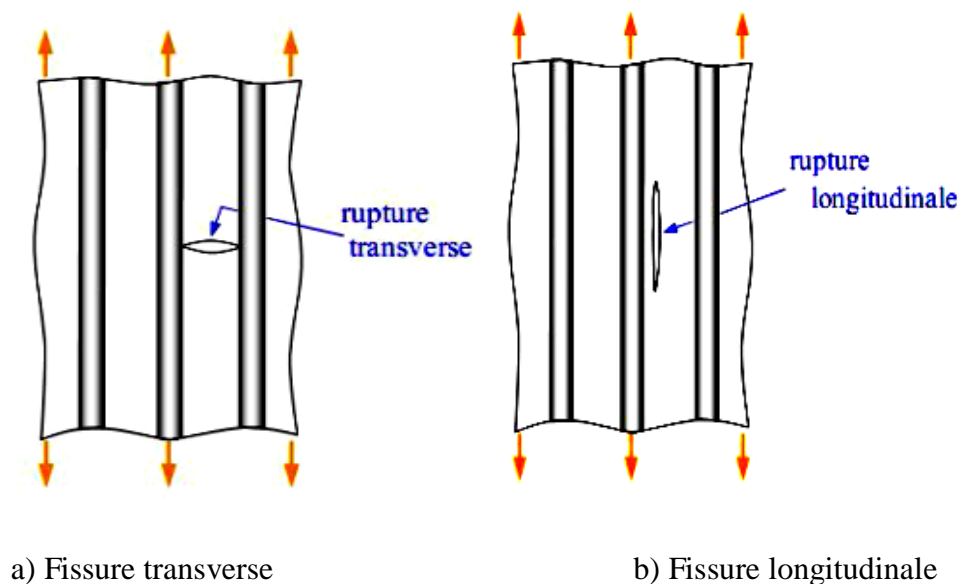
La fissuration matricielle est l'apparition de microfissures dans les zones où l'hétérogénéité du milieu est importante ou en présence d'inclusions. Ces inclusions ont tendance à créer des zones de concentration de contraintes depuis lesquelles la matrice va commencer à se fissurer.



**Fig. III.9 :** Exemple de fissuration transverse de la matrice d'un stratifié carbone/époxyde [14].

Suivant la direction de la sollicitation, Les fissures dans le sens transversal traversent les plis ayant les fibres les plus désorientées par rapport à l'axe de sollicitation [14] (figure III.9). Quant aux fissures longitudinales, elles sont perpendiculaires à la surface inter-plis et traversent l'épaisseur des plis orientés dans l'axe de sollicitation par exemple dans le cas de cisaillement.

La direction et le mode d'endommagement dépendent de l'orientation et de la proportion des renforts. La fissuration transverse ou intralaminaires est un mode d'endommagement que l'on rencontre principalement dans les stratifiés ou coexistent des orientations dites « faibles » encadrées par des orientations fortes ou « raidisseurs ».



**Fig. III.10 :** Fissuration de la matrice [15].

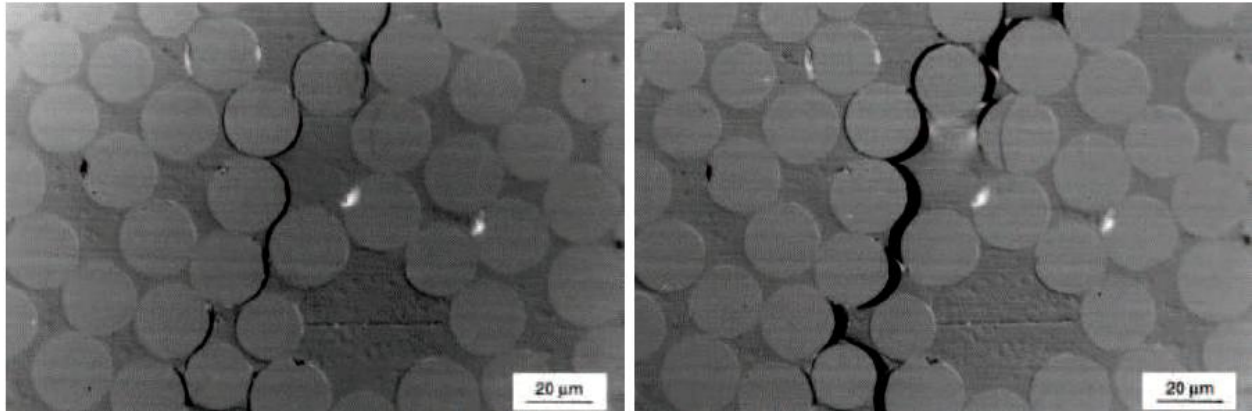
Le réseau de fissures se développe dans les plis d'orientations faibles. En effet, à la différence d'un échantillon unidirectionnel pour lequel la rupture a lieu dès l'apparition de la première fissure, dans le cas de ces stratifiés, les efforts sont repris par les raidisseurs évitant ainsi toute rupture prématurée. Les plis fissurés continuent à participer au transfert de charge et à se fissurer. Ces fissures sont qualifiées de transverses puisqu'elles apparaissent dans les plis d'orientation transversale par rapport à la direction de sollicitation, parallèlement aux fibres de ces plis (Figure III.10). Elles sont traversantes dans le sens de l'épaisseur du pli. D'autre part leur amorçage et leur propagation peuvent être considérés comme simultanés.

### ***b) Décohésion de l'interface fibre/Matrice***

La décohésion fibre-matrice se produit dans la zone de transfert des charges entre le renfort et la matrice et dépend de la résistance relative de chaque composant [14]. Suite à l'apparition de microfissures dans la matrice, elles vont se propager et arriver jusqu'à 10 l'interface fibre-matrice. Suivant l'adhérence de l'interface, différents événements peuvent survenir:

- si l'adhérence est très faible, la fissuration matricielle est déviée à l'interface et la décohésion fibre-matrice se propage sur une grande distance (figure III.11),

- si l'adhérence est très forte, il y aura une propagation de la fissure qui sera initiée soit par rupture de fibres, soit par rupture de la matrice.



(a) décohésion fibre-matrice

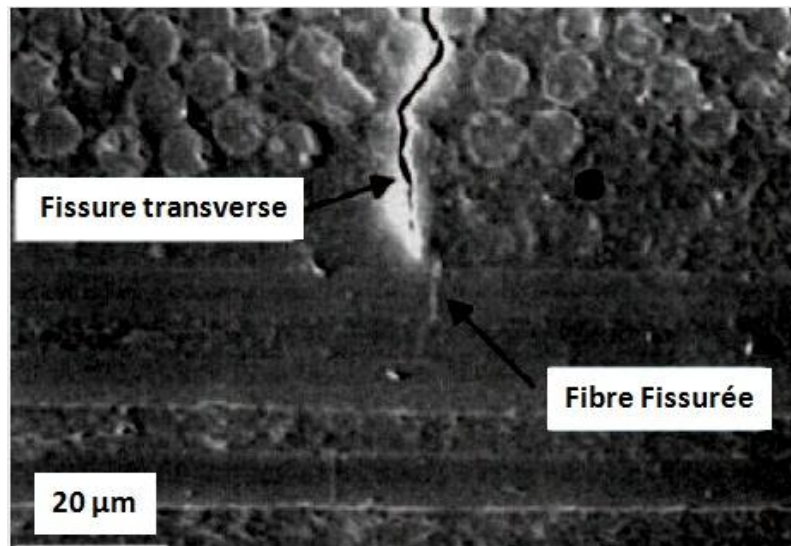
(b) propagation de la décohésion

**Fig. III.11** : Exemple de décohésion fibre-matrice d'un composite verre/époxyde vinylester [14]

Au niveau de l'interface, des défauts initiaux existent. Ce sont des décollements pouvant résulter d'une mauvaise imprégnation des fibres par la résine. Dans ces conditions, la cohésion entre fibre et matrice n'est localement plus assurée ce qui conduit, lors de l'application du chargement, à des défibrages sans fissuration de la matrice (déchaussements).

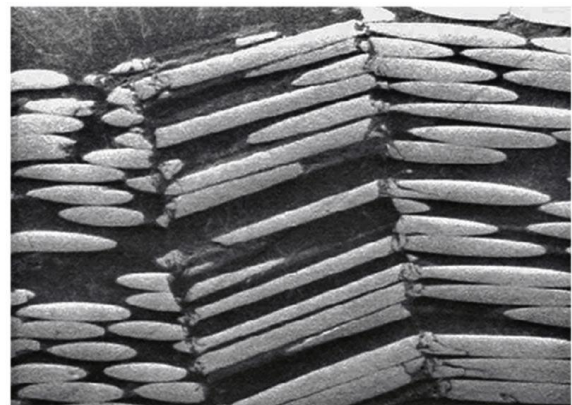
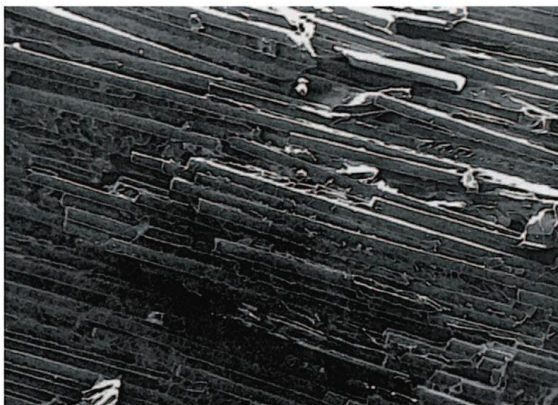
### *c) Rupture des fibres*

La rupture de fibres intervient généralement à un stade avancé de l'endommagement dans les plis orientés suivant l'axe de sollicitation. Ce type d'endommagement survient lorsque l'on atteint la limite de rupture des fibres. Une accumulation de multiples ruptures de fibres dans le matériau peut entraîner une instabilité et surtout une perte de résistance globale du matériau, ce qui conduit à la ruine de la structure et à la rupture [14] (figure III.12).



**Fig. III.12 :** Rupture de fibres suite à une fissuration transverse de la matrice d'un composite carbone/époxyde [14].

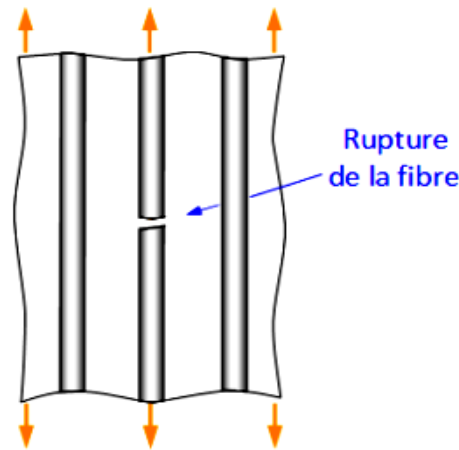
La rupture des fibres survient par la force d'un impact ou par un effort conséquent. Chaque fibre se brise une à une face à ces efforts. Le stratifié perd très rapidement l'essentiel de sa rigidité dans la direction concernée.



**Fig. III.13:** Rupture fibre en traction [16]      **Fig. III.14:** Rupture fibre en compression [16]

Les ruptures de fibres n'interviennent en général qu'en fin de vie du stratifié composite juste avant la rupture macroscopique. Il s'agit là du mode d'endommagement le plus dangereux pour la structure. La résistance de la fibre étant très élevée, sa rupture est donc le résultat d'une forte sollicitation dans l'axe de la fibre. En général, ce processus d'endommagement est étudié sur des composites unidirectionnels soumis à une traction

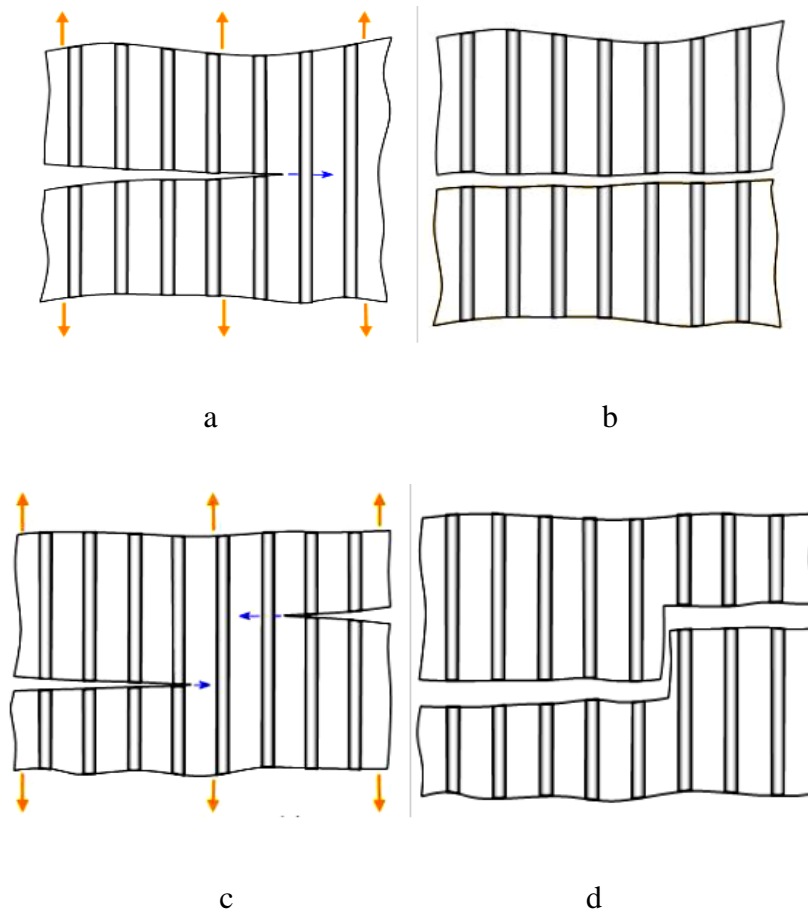
uniaxiale suivant l'axe des fibres. Le suivi de son développement peut être effectuée par émission acoustique couplée à de la microscopie optique.



**Fig. III.15 :** Rupture de la fibre [15].

### *d) Propagation de la rupture dans des différents cas d'adhérence fibre-matrice*

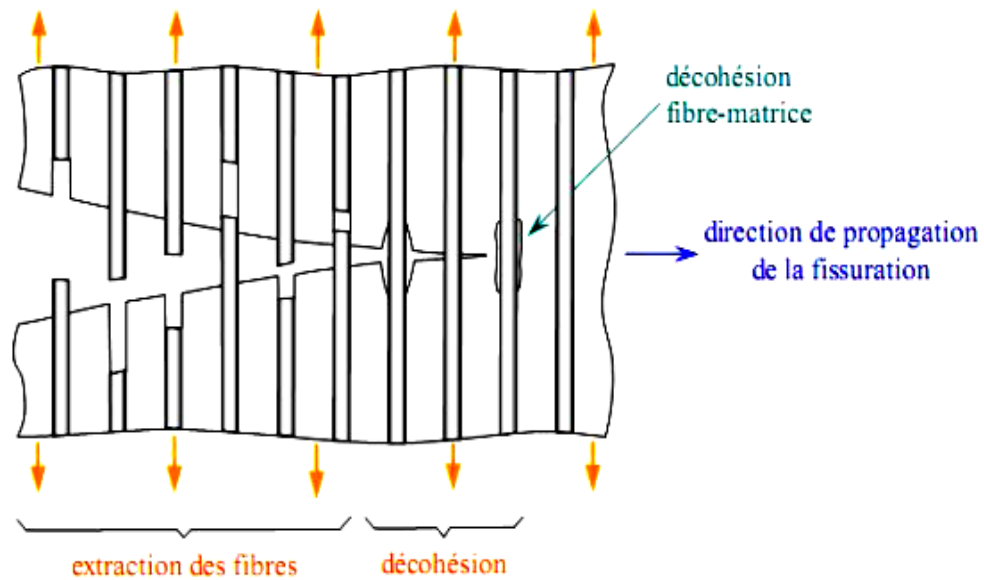
Dans le cas d'un composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale, l'initiation de la rupture se produit généralement soit par rupture des fibres lorsque la déformation à la rupture des fibres est plus faible que celle de la matrice  $f < m$  soit par rupture transverse de la matrice dans le cas contraire. Après initiation, la propagation de la rupture diffère suivant la nature de l'interface fibre matrice. Dans le cas d'une adhérence fibre-matrice élevée, la rupture initiée soit par la rupture de fibre soit par rupture de la matrice induit en front de fissure, de concentration des contraintes conduisant à une propagation de la rupture successivement dans les fibres et la matrice pour –pour la figure III.16.a. La rupture de type fragile est observée à la figure III.16.b. Il est également possible d'observer un pontage par rupture longitudinale de la matrice ou par décohésion fibre-matrice de deux fissures initiées dans des zones différentes dans les figure III.16.c et la figure III.16.d.



**Fig. III.16** : Propagation de la rupture dans le cas d'une forte adhérence fibre-matrice [15].

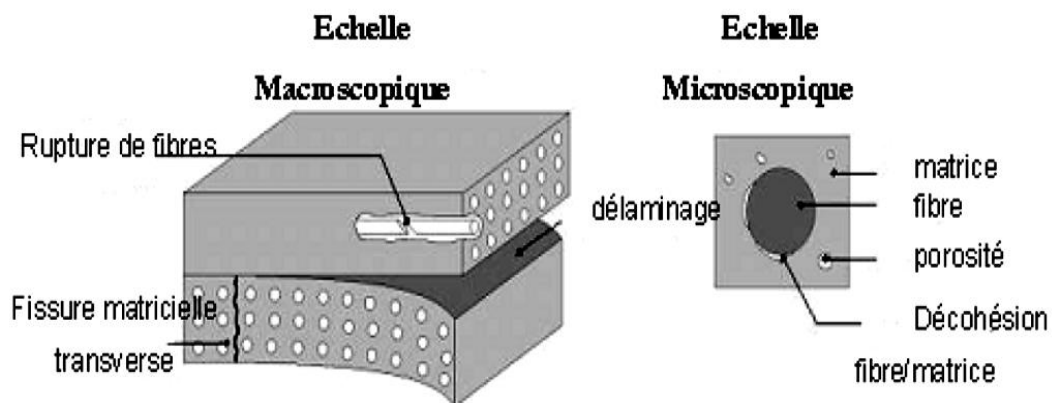
Dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice, la propagation transverse de la fissuration peut être schématisée de la manière suivante. En tête de fissure, la rupture de la matrice traverse les fibres dans la figure III.17 sans qu'il y ait rupture des fibres mais avec décohésion de l'interface fibre-matrice. Dans certain cas, la concentration des contraintes en tête de fissure peut conduire à une décohésion fibres matrice avant rupture transverse de la matrice.





**Fig. III.17 :** Propagation de la rupture dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice [15].

Par contre dans le cas, d'un composite unidirectionnel soumis à une traction transverse, la rupture se produit soit par rupture de la matrice, soit par décohésion de l'interface fibre matrice suivant les caractéristiques à la rupture de la matrice et de la l'interface.



**Fig. III.18 :** Principaux endommagements rencontrés dans un matériau composite [17].

Du fait de l'hétérogénéité de la structure du matériau composite, il n'existe pas de mécanisme unique mais plusieurs types de dégradations différentes par leur nature et leur mode de développement. Ces dégradations apparaissent à différentes échelles (Figure III.18).



### e) Étapes des micro-endommagements dans les composites

Les différentes étapes du processus de dégâts décrites ci-dessous se produisent plus tôt ou plus tard en fonction du type et Direction du renforcement et aussi selon le type de contraintes mécaniques appliquées. Cependant, le processus est toujours piloté par le même processus: le premier dommage qui se produit nécessite une faible consommation d'énergie (interface ou une panne matricielle), tandis que les dernières étapes (rupture de fibres) nécessitent un niveau d'énergie plus important. La première étape d'endommagement commence logiquement dans des zones de faible résistance telles que les interfaces de fibre matricielle et la matrice Elle-même, avec un échec sur de petites distances appelées fissures intralaminaires (voir la figure III.19).

Endommagements intralaminaires principalement Apparaissent dans les zones où les fibres ne sont pas orientées dans l'axe de la charge, lorsque la souche de la matrice atteint son Rupture de rupture. En général, les fissures intralaminaires sont parallèles et régulièrement espacées. Une densité de fissure qui augmente. Le taux de déformation peut ensuite être mesuré. Ce type d'endommagement a peu d'impact sur la force ultime du matériau [18].

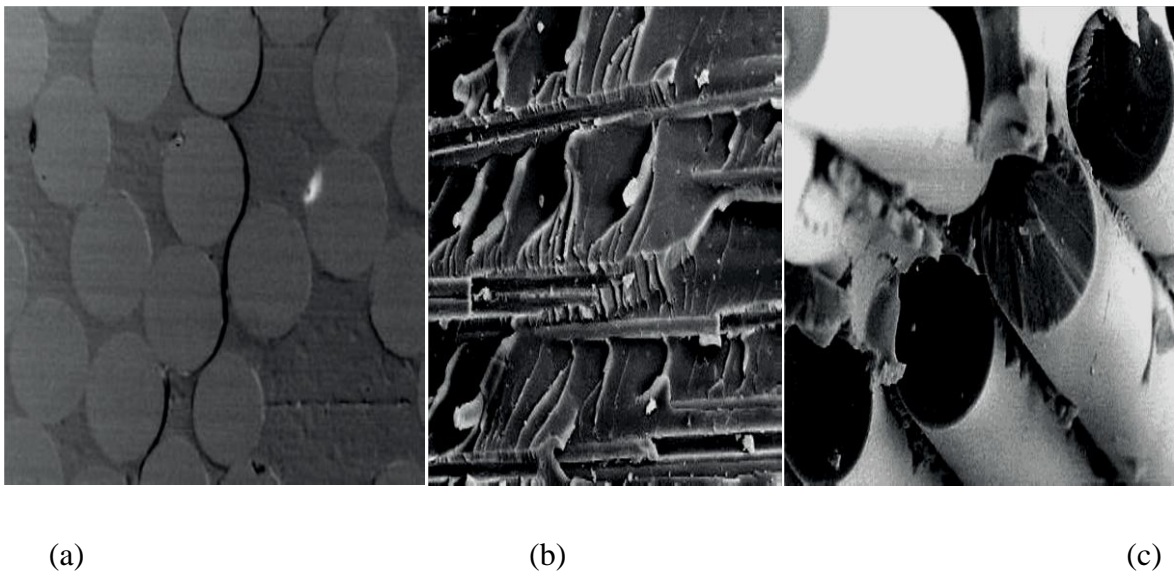


**Fig. III.19 :** Illustration du délaminage lors de l'essai de traction en raison des différences de raideur des plis [18].

Dans le cas d'un composite stratifié, en plus du dommage interlaminaire appelé Le délaminage se produit (figure III.20). Lorsque les fissures se développent dans un pli, la propagation est arrêtée par les couches adjacentes. À la pointe de la fissure intralaminaires, les singularités du stress font que les fissures se propagent à l'interface entre deux couches

de couches adjacentes. Dans le cas d'un composite stratifié avec des plis de directions différentes, le délaminage peut également initier en raison des différences de rigidité des différentes couches formant le stratifié [18].

Enfin, lorsque le rapport volumique du dommage de la matrice atteint un certain niveau, l'étape finale du dommage correspond à la défaillance des fibres, appelée rupture translaminaire. Ce type de dommage est principalement impliqué dans les étapes finales de la ruine dans les zones où l'orientation des fibres correspond plus ou moins à l'axe du stress. C'est généralement le cas dans la région d'application du stress élevé des pièces. Les observations SEM de la figure III.20 résument les 3 modes principaux de défaillance:

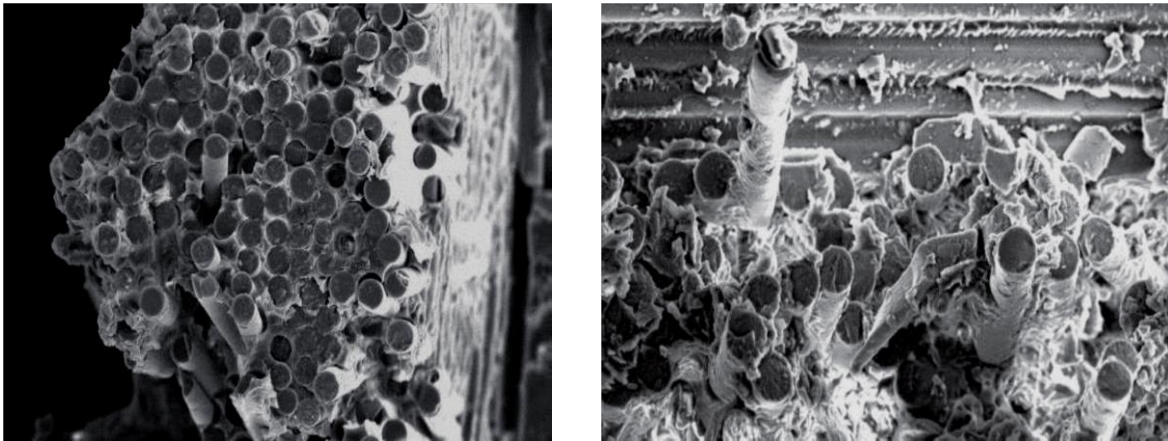


**Fig. III.20 :** (a) rupture interlaminaire; (b) rupture intralaminaire; (c) rupture translaminaire [18].

### III.6.2 Fonctions de fatigue sur les ruptures de fibres

Le composite renforcé de fibres de verre est bien connu pour être plus faible que le composite renforcé de fibres de carbone sous chargement de fatigue. La résistance de l'interface de la matrice fibreuse est plus faible dans le cas du verre que dans le cas du carbone renforcement. En outre, le verre présente un type spécifique de fracture sous contrainte de fatigue. Seulement dans la zone d'initiation, Les brins de fibres de verre se brisent dans un seul plan et les bris de fibres individuelles présentent des surfaces lisses.

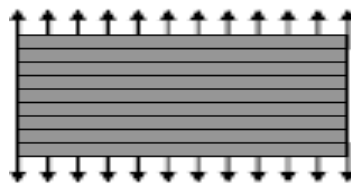
Ces deux fatigues Les caractéristiques sont très différentes des caractéristiques monotones habituelles. La figure III.21 présente un exemple de fatigue et de statique fracture sur pièce composite therm durcissable aéronautique en rupture de service.



**Fig. III.21** : Défaut de traction d'un composite en verre / époxy [18].

### III.7 Endommagement des composites dans le cas de fibres longues

Dans le cas des matériaux à fibres longues que l'on modélise en termes d'éléments de volume, on peut considérer l'endommagement comme homogène à l'échelle macroscopique. Il s'agit alors essentiellement de fissuration de matrice, dans cette dénomination nous intégrons également les décohésions fibres-matrice qui produisent des effets similaires [19].



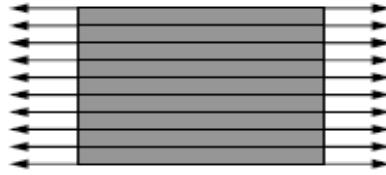
**Fig. III.22** : Une résine qui supporte l'effort de traction, avec une résistance à la rupture faible [19].

La rupture de fibre est plus rarement modélisée en termes de dommage car elle apparaît en général au voisinage de la rupture finale. Les sections de ces fibres étant très petites, chaque fibre dispose d'une rigidité de flexion et de compression très faible, comparativement à la rigidité à tension, compte tenu des rotations possibles entre les

## Endommagement des matériaux composites.

---

mèches chaînes et trame. Ainsi, les tissus ne présentent pas (ou un peu) de rigidités en cisaillement et d'importantes variations angulaires entre les mèches sont possibles [19].



**Fig. III.23 :** Ces fibres supportent l'effort (ici de traction), avec une résistance à la rupture élevée [19].

### Références chapitre III

- [1] D. PERREUX, D. VARCHON, C. OYTANA\*C. SURI « La construction navale en composites. » Paris, 7-9 IFREMER. Actes de colloques n° 15, communication n° 36. décembre 1992.
- [2] LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J.L. Mécanique des matériaux solides. 2e édition. Paris : Bordas, 1988. 544 p.
- [3] CHABOCHE, J.L. Continuum damage mechanics (part I & II), Journal of Applied Mechanics, 1988, Vol. 55, p. 59-72.
- [4] Damien DUCRET « ELASTICITE ANISOTROPE ET ENDOMMAGEMENT DES MATERIAUX COMPOSITES : CARACTERISATION ULTRASONORE ET MODELISATION MICROMECHANIQUE » These de doctorat juillet 2000.
- [5] Jérôme Rossignol, M.L. Pastor, Alain Thionnet « Détection d'endommagement dans les composites à l'aide des micro-ondes. Comparaison avec la thermographie infrarouge » Comptes Rendus des JNC17 - Poitiers 2011
- [6] Pongtorn PROMBUT « CARACTERISATION DE LA PROPAGATION DE DELAMINAGE DES STRATIFIES COMPOSITES MULTIDIRECTIONNELS » DOCTORAT DE L'UNIVERSITE DE TOULOUSE délivré par l'Université Toulouse III – Paul Sabatier Discipline : GENIE MECANIQUE le 27 Septembre 2007
- [7] WILSON (R.). – Aluminium metal matrix composite for high speed diesel pistons (Composite à matrice aluminium pour pistons Diesel chargés). Diesel Progress 44, sept, p. 4-6, 1988.
- [8] Bing QI « INFLUENCE DE L'ENDOMMAGEMENT SUR LES PROPRIETES D'ELASTICITE DE MATERIAUX MODELES : APPROCHE NUMERIQUE ET EXPERIMENTALE » THESE de Doctorat DE L'UNIVERSITE DE LIMOGE Le 17 Décembre 2009.
- [9] A.A. Griffith, The phenomenon of rupture and flow in solids, Philosophical Transactions of the Royal Society (London), A221 (1921)163-198.
- [10] G.R. Irwin, Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate, Journal of Applied Mechanics, 24 (1957) 361-364.
- [11] J.R. Rice, A path independent integral and the approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks, J. Appl. Phys., 35 (1968) 379-386.
- [12] A.A. Wells, "Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture", Proceedings of the Crack Propagation Symposium, 1 (1961), 84.

[13] F. Erdogan, and G.C. Sih, On the crack extension in plane loading and transverse shear, J. Basic Eng., 85 (1963) 519-527.

[14] M. VICTOR ALFONSO MUNOZ CUARTAS « identification de mecanismes d'endommagement de stratifiés Carbone-Epoxy par couplage de l'émission acoustique... » DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE 24 septembre 2015

[15] FOLGAR (F.), WIDRIG (J.E.) et HUNT (J.W.). – Design, fabrication and performance of fiber FP/Metal matrix composite connecting rods (Conception, fabrication et evaluation de bielles composites à matrice métallique renforcées de fibres FP). SAE Technical paper series no 870406, 15 fig., 6 tabl. bibl., 9 réf. SAE 400 Commonwealth Drive.

[16] Pascal Celle – GNFA Dossier créé avec la collaboration de Marc Marzano « les matériaux composites »- Action Composite ANFA / Édition 2014

[17] CHARBONNIER (J.), DERMARKAR (S.), ISANTARNI (M.), FAGES (J.) et SABATIE (M.). – High performance metal-matrix components manufactured by squeeze-casting (Composants à matrice métallique et à performances élevées fabriqués par moulage- forgeage). Cast Reinforced Metal Composites, p. 127-32, 3 tabl. 6 fig., bibl., 3 réf. ASM International 1988.

[18] Thomas Jolliveta, Catherine Peyracb, Fabien Lefebvreb “Damage of composite materials” Procedia Engineering 66 ( 2013 ) 746 – 758 doi: 10.1016/j.proeng.2013.12.128 5th Fatigue Design Conference, Fatigue Design 2013

[19] Achraf TAFLA « Eléments finis mixtes-hybrides naturels sans facteurs correctifs du cisaillement pour les plaques et les coques composites multicouches» Thèse de Doctorat de l'Université de Reims Champagne-Ardenne, 2007.

## **Chapitre IV**

# **Contraintes résiduelles dans les composites.**

### **IV.1 Définition**

La fabrication des composites nécessite une montée en température relativement élevée puis un refroidissement à la température ambiante. Or la disparité des coefficients thermo élastiques (entre fibre et matrice) fait de l'interface le siège de contraintes résiduelles thermiques si l'on admet qu'il y a continuité des déformations (interface intacte, parfaitement liée, sans décollement ou fissure).

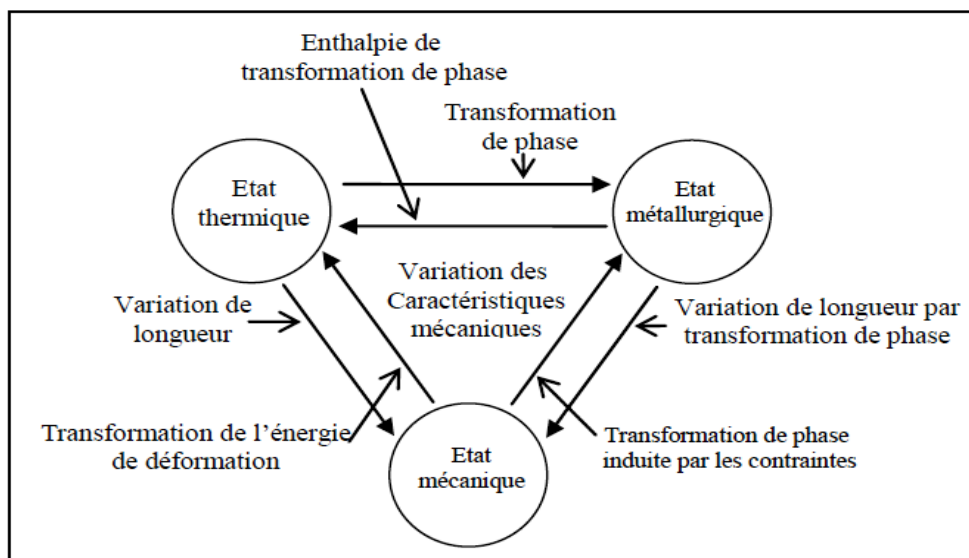
L'optimisation du cycle d'élaboration des composites est très importante. En effet, il faut choisir une température d'élaboration suffisante pour obtenir une bonne cohésion entre la matrice et la fibre. Cependant, la température ne doit pas être trop élevée car on risque

d'avoir une apparition de contraintes internes lors de la réaction. Dans ce chapitre, nous aborderons également le problème des contraintes internes thermique avec notamment leurs modes de formation de ces contraintes (internes et résiduelles) seront décrites dans le détail : l'origine, l'influence, etc.

### IV.2 Origine des contraintes résiduelles

Toute hétérogénéité de déformation introduite à toute échelle de la structure entraîne l'existence de contraintes résiduelles. De manière générale, les macro-contraintes résiduelles ou d'ordre 1 sont le résultat de l'activité des sources fondamentales suivantes agissant seules ou en combinaison :

- déformation plastique hétérogène entre différentes zones d'une pièce soumise à des sollicitations mécaniques externes à charge imposée ou à déformation imposée;
- déformation plastique hétérogène entre différentes zones d'une pièce soumise à des sollicitations thermiques;
- variation de volume hétérogène et/ou phénomènes de pseudo-plasticité dus à des transformations de phase à l'état solide;



**Fig. IV.1** : Origine des contraintes résiduelles. Interdépendance entre les différents états du matériau [1].



Différence entre les coefficients de dilatation thermique des diverses zones d'une pièce. Les divers effets mécaniques, thermiques et métallurgiques sont le plus souvent interdépendants comme le montre la figure IV.1, ce qui rend très complexe la prévision des contraintes résiduelles en fonction des divers traitements.

### IV.3 Différents ordres de contraintes

Les contraintes résiduelles sont des contraintes multiaxiales statiques auto-équilibrées existant dans un système isolé de température uniforme et en l'absence de tout chargement extérieur. Dans une section, la répartition des contraintes résiduelles résulte l'équilibre mécanique entre la zone occupée par la source des contraintes résiduelles caractérisée par une fonction de distribution bien définie et le reste de la section déformée élastiquement. Du fait du caractère polycristallin et la plupart du temps polyphasé, des matériaux métalliques industriels, les déformations à l'origine des contraintes résiduelles peuvent intéresser des domaines de taille macroscopique, microscopique ou submicroscopique [2].

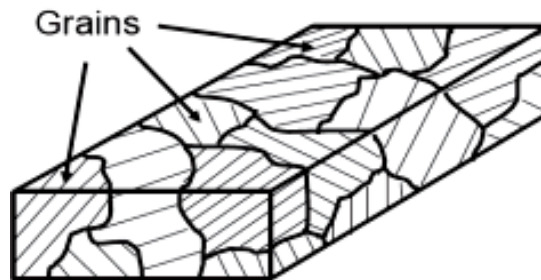
#### IV.3.1 Définition des trois ordres de contraintes

A cause du caractère polycristallin et hétérogène des matériaux, les sources de contraintes peuvent provenir de déformations aux échelles macro et micro. En effet, un matériau cristallin est constitué de phases, elles-mêmes formées de grains. Chaque grain est un monocristal qui peut être considéré dans un modèle simple comme divisé en petits domaines séparés par un réseau de dislocations. Chaque domaine est constitué par un empilement régulier d'atomes qui peut être défini par un ensemble de mailles cristallines identiques.

##### *a) Premier ordre*

Les contraintes résiduelles du premier ordre ou d'ordre 1 ( $\sigma_1$ ) sont homogènes, c'est-à-dire sont constantes en intensité et en direction, dans des domaines relativement importants s'étendant sur plusieurs grains dans le cas des matériaux monophasés (donc échelle de quelques dixièmes de millimètres). Les forces résultant des contraintes du premier ordre sont en équilibre dans chaque section de la pièce et les moments liés à ces forces sont nuls par rapport à tout axe (figure IV.2). Les contraintes résiduelles du premier

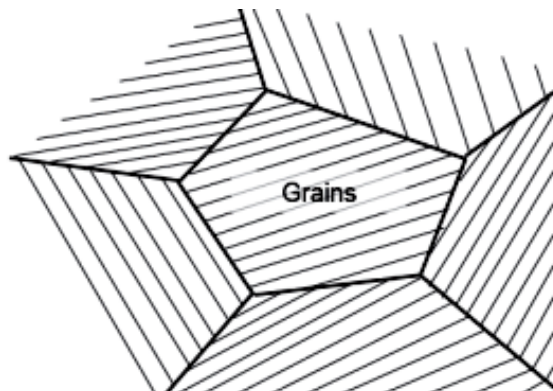
ordre, également appelées contraintes résiduelles macroscopiques sont celles dont traite la mécanique des milieux continus.



**Fig. IV.2 :** Domaine d'existence des contraintes d'ordre  $\sigma_I$  [2].

### *b) Deuxième ordre*

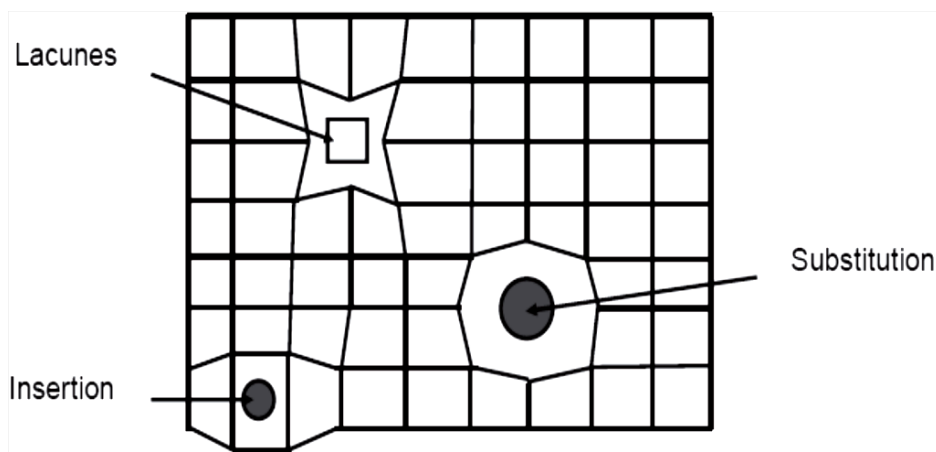
Les contraintes résiduelles du deuxième ordre ou d'ordre 2 ( $\sigma_{II}$ ) sont homogènes dans des domaines correspondant à un grain ou à une portion de grain pour des matériaux monophasés (donc échelle de quelques dizaines de micromètres) (figure IV.3). Elles proviennent dans ce cas de la différence d'orientation cristalline entre grains voisins. Les forces résultant des contraintes du second ordre et les moments associés s'équilibrent sur un nombre suffisant de grains. Les contraintes résiduelles du deuxième ordre sont appelées contraintes résiduelles microscopiques homogènes. Une modification de l'équilibre des forces et des moments associés aux contraintes résiduelles du second ordre peut se traduire par des variations dimensionnelles macroscopiques à l'échelle de la pièce.



**Fig. IV.3 :** Domaine d'existence des contraintes d'ordre  $\sigma_{II}$  [2].

### *c) Troisième ordre*

Les contraintes résiduelles du troisième ordre ou d'ordre 3 ( $\sigma_{III}$ ) sont hétérogènes même dans des zones s'étendant sur quelques distances interatomiques matériau. Elles sont associées en majorité aux déformations existant au voisinage des défauts cristallins. Les forces résultant des contraintes du troisième ordre et les moments associés s'équilibrent dans des zones représentant des portions très réduites d'un grain. Les contraintes résiduelles du troisième ordre sont appelées contraintes résiduelles microscopiques hétérogènes. Une modification de l'équilibre des forces et des moments associés aux contraintes résiduelles du troisième ordre ne se traduit par aucune variation dimensionnelle macroscopique. La figure IV.4 est une représentation schématique du domaine d'existence des contraintes résiduelles d'ordre 3.



**Fig. IV.4 :** Domaine d'existence des contraintes d'ordre  $\sigma_{III}$  [2].

La mécanique des milieux continus ne permet de rendre compte que du niveau I de contraintes résiduelles. Les techniques de mesures permettent d'accéder aux contraintes de niveaux I et III, le niveau II étant le plus difficile à atteindre. Cependant, cette décomposition a pour intérêt de montrer que toute hétérogénéité de déformation introduite à toute échelle de la structure entraîne l'existence de contraintes résiduelles.

### IV.3.2 Principe des traitements de mise en précontrainte superficielle

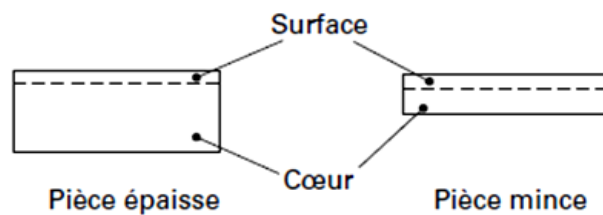
Les traitements de mise en précontrainte superficielle d'une pièce ont pour but d'introduire des contraintes de compression dans une couche superficielle d'épaisseur plus ou moins importante allant de quelques centièmes de millimètre à quelques millimètres selon le traitement mis en œuvre [3]. Les traitements par voie thermique utilisent comme

## Contraintes résiduelles dans les composites.

source de contraintes résiduelles de compression les augmentations de volume locales associées à des phénomènes métallurgiques induits par le cycle thermique imposé.

Ces variations de volume sont liées À :

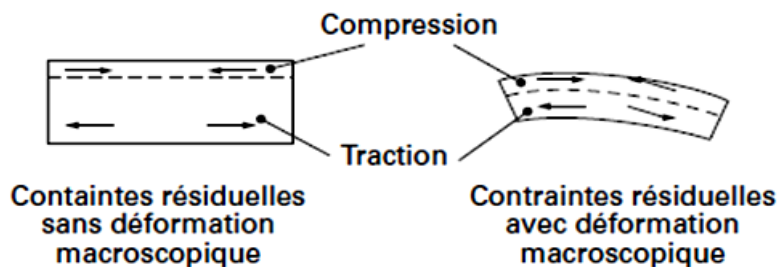
- La transformation d'une phase en une autre phase de compacité cristalline moins élevée ;
- La précipitation de phases de volume massique plus élevé que celui de la matrice origine ;
- La mise en solution d'éléments introduits par diffusion dans la matrice ;



a) Matériau sans contraintes résiduelles.



b) Allongement plastique de la surface non liée au cœur.



c) Allongement plastique de la surface liée au cœur.

**Fig. IV.5** : Schéma de la mise en compression des couches superficielles. [3]

En fait, parmi les alliages industriels, seuls les alliages ferreux présentent de telles conditions et les traitements correspondants ne se sont vraiment développés que pour cette catégorie d'alliages. Les phénomènes exploités sont :

- La transformation de l'austénite CFC (cubique face centrée) en martensite QC (quadratique centrée) dans les traitements de trempe locale ou de trempe après cémentation et carbonituration;
- La précipitation de nitrures et de carbonitrides dans les traitements de nitruration et de nitro-carburation;

Il faut insister sur le fait que ces divers traitements ont comme but primaire d'augmenter fortement la dureté des couches superficielles de la pièce et qu'ils offrent en prime la mise en précontrainte de compression de ces mêmes couches.

### IV.3.3 Influence des paramètres opératoires sur les contraintes résiduelles

Les principaux paramètres opératoires du grenailage qui ont une influence sur les contraintes résiduelles sont ceux qui permettent de modifier l'énergie absorbée par le matériau: durée de grenailage, diamètre et nature ou masse des projectiles, vitesse de projection.

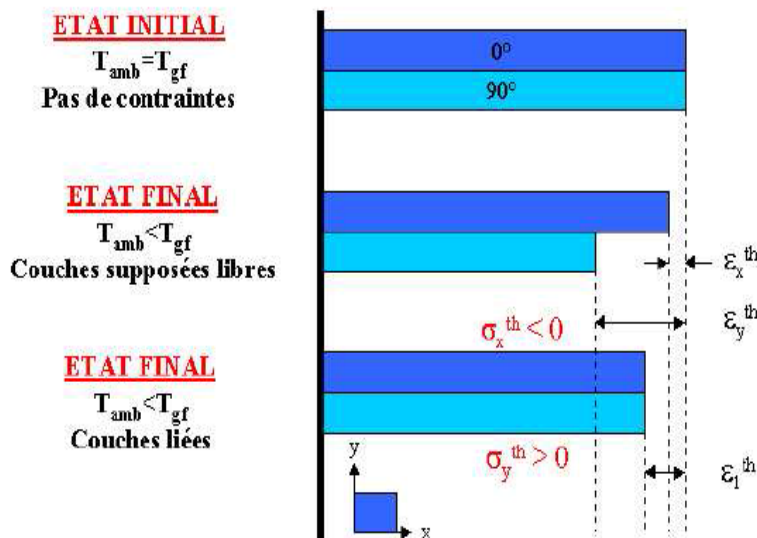
- L'influence du taux de recouvrement qui dépend directement de la durée de l'opération, l'augmentation du taux de recouvrement se traduit : par une augmentation de la profondeur affectée, par une augmentation du maximum de la contrainte de compression et par un déplacement de celui-ci vers l'intérieur de la pièce. De manière générale, ces effets sont d'autant plus marqués que le matériau présente un palier plastique peu marqué comme c'est le cas des alliages d'aluminium, de nickel et les aciers austénitiques.
- L'influence du diamètre des billes pour le même matériau. L'augmentation du diamètre des billes accroît la profondeur affectée par les contraintes de compression mais sans modifier notablement la valeur de la contrainte en surface ni la valeur du maximum de la contrainte de compression [3].

### IV.4 L'apparition des contraintes internes

L'élaboration des composites stratifiés à matrice thermodurcissable fait généralement appel à un cycle thermique destiné à polymériser l'empilement des couches unidirectionnelles préimprégnées. Un tel cycle se compose typiquement d'un premier palier thermique conduisant à l'élimination des produits volatils et à la gélification de la matrice, suivi d'un second palier de polymérisation à plus haute température qui permet

## Contraintes résiduelles dans les composites.

d'atteindre le taux de réticulation souhaité. On peut éventuellement ajouter à ce cycle un palier de post-cuisson afin d'augmenter la tenue thermomécanique de la structure composite [4]. Au cours de ces étapes, la fibre et la matrice subissent des variations dimensionnelles conduisant au développement de contraintes internes résiduelles au sein du composite. On définit généralement les contraintes résiduelles comme étant les efforts qui subsistent dans les pièces mécaniques lorsque ces dernières ne sont soumises à aucun effort extérieur. Dans les structures composites, elles ont leur origine dans les deux processus physique suivant : Lors du thermdurcissement, la réticulation du réseau thermodurcissable se traduit par une contraction de la matrice. Celle-ci se produit toutefois à une température proche de la transition vitreuse de la matrice, ou la viscosité du réseau permet la relaxation d'une fraction importante des contraintes internes induites par ce retrait de polymérisation. Au premier ordre, on peut donc considérer qu'il n'y a pas de contraintes résiduelles à la température de polymérisation. Lors du refroidissement à température ambiante de la pièce en composite, les différentiels de contraction thermique de la fibre et de la matrice génèrent des contraintes internes.

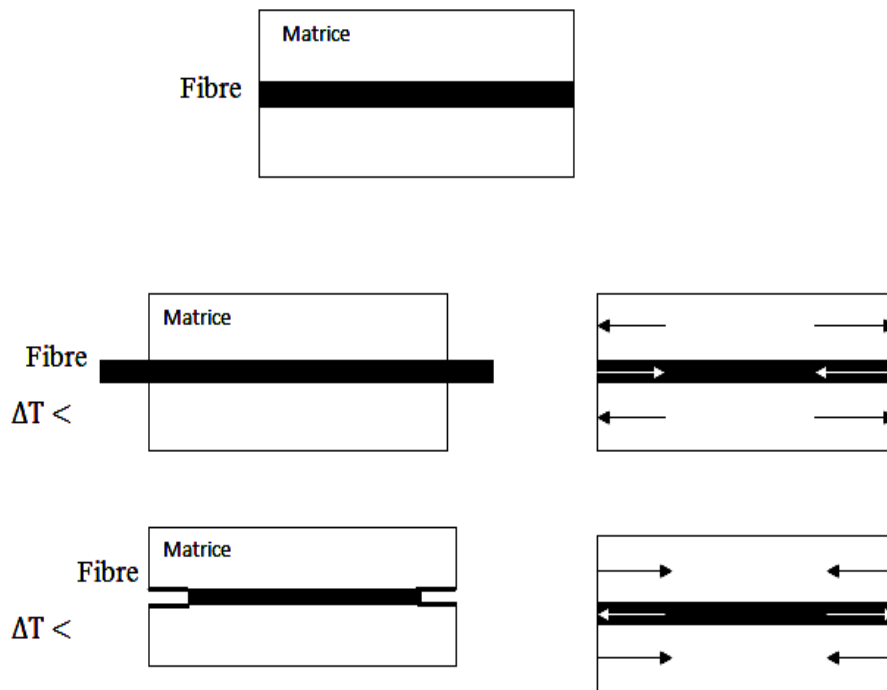


**Fig. IV.6 :** Développement de contraintes internes d'origine thermique dans un stratifié [0/90] [4].

### IV.4.1 Les contraintes internes dans les matériaux composites à matrice organique

De part leur nature, les matériaux composites sont soumis à des contraintes internes d'origine mécanique et /ou thermique. Elles sont dues respectivement à la différence de

module de Young et /ou de coefficient de dilatation thermique entre la matrice et les renforts. Puck illustre ce type de contrainte dans des composites modèles à matrice polymère en utilisant le phénomène de biréfringence optique [5]. Il est donc primordial de pouvoir les évaluer en fonction des différents paramètres des matériaux. Pour cela, il s'agit de considérer un cas simple, c'est-à-dire une fibre rectiligne entourée de la matrice [6]. Etant donné que la matrice a un coefficient de dilatation thermique plus élevé que les fibres, lorsque la température diminue.



**Fig. IV.7 :** Contrainte thermique créées à l'interface d'un matériau composite soumis à un chargement à un gradient de température  $\Delta T$  [5].

Si l'hypothèse d'un transfert de charge total entre la matrice et les fibres est faite (c'est-à-dire sans décohésion à l'interface), leur déformation due à la dilatation thermique sera la même. Ceci se traduit par l'apparition de contrainte de compression dans la matrice et de tension dans les fibres lorsque la température augmente et inversement lorsqu'elle diminue. Autrement dit, les contraintes internes créées respectivement dans la matrice  $\sigma_m$  et dans les fibres  $\sigma_f$  s'équilibrent selon l'équation: [6].

$$-(1 - f)\sigma_m + f\sigma_f = 0 \quad (\text{IV.1})$$

## Contraintes résiduelles dans les composites.

Les différences de déformations dues à la dilatation thermique de la matrice et des fibres prises individuellement et celle du matériau composite s'accommodent selon l'expression :

$$\alpha_m \Delta T - \varepsilon_c = \frac{\sigma_m}{E_m} \quad (\text{IV.2})$$

$$\varepsilon_c - \alpha_f \Delta T = \frac{\sigma_f}{E_f} \quad (\text{IV.3})$$

Où  $\alpha_i$  est le coefficient de dilatation thermique, les indices m, f se réfèrent respectivement à la matrice et aux fibres et  $\Delta T$  est la variation de température.

En combinant l'équation (IV.1) avec les équations (IV.2) et (IV.3) les contraintes  $\sigma_m$  et  $\sigma_f$  peuvent s'exprimer comme :

$$\sigma_m = \frac{f E_m E_f \Delta \alpha \Delta T}{E_c} \quad (\text{IV.4})$$

$$\sigma_f = \frac{(1-f) E_m E_f \Delta \alpha \Delta T}{E_c} \quad (\text{IV.5})$$

Où  $E_c$  est le module d'Young du matériau composite tel et  $\Delta \alpha$  est la différence de coefficient de dilatation thermique entre la matrice et les fibres. En première approximation, les contraintes thermiques sont proportionnelles à la fraction volumique de fibres et à la différence de dilatation thermique entre les deux phases [6].

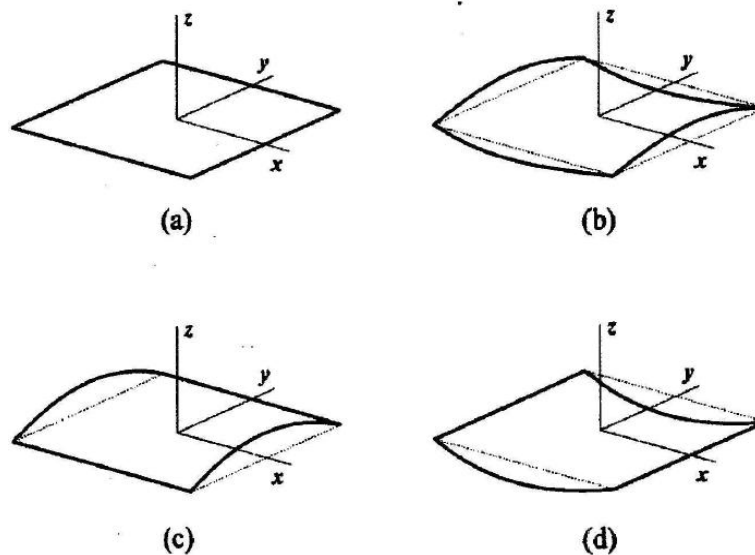
### IV.5 Effets des contraintes internes

Les contraintes thermiques induites lors du refroidissement des stratifiés, après une mise en œuvre en température, sont pratiquement inévitables. Dans certains cas, ces contraintes peuvent être suffisamment élevées pour modifier les caractéristiques à la rupture des stratifiés. Cela peut aller jusqu'à l'apparition d'endommagement dans la structure sans application de contraintes extérieures. Il faut donc les prendre en compte lors de la conception des structures en stratifiés.

En pratique lors de la réalisation d'une plaque composite, deux cas de figures sont possibles : soit le drapage est symétrique, soit il ne l'est pas. Si l'empilement des plis est symétrique par rapport à la mi-épaisseur de la pièce, il y a des contraintes internes d'origine thermique mais la symétrie miroir entraîne la symétrie de ces contraintes de sorte que les déformations hors plan (voile, gauchissement) ne peuvent théoriquement apparaître



(figure IV.8). Dans le cas des stratifiés non symétriques, la plaque présente des courbures suivant l'empilement des plis en refroidissant. Elle peut prendre différentes formes illustrées par la figure IV.8 b, c et d.

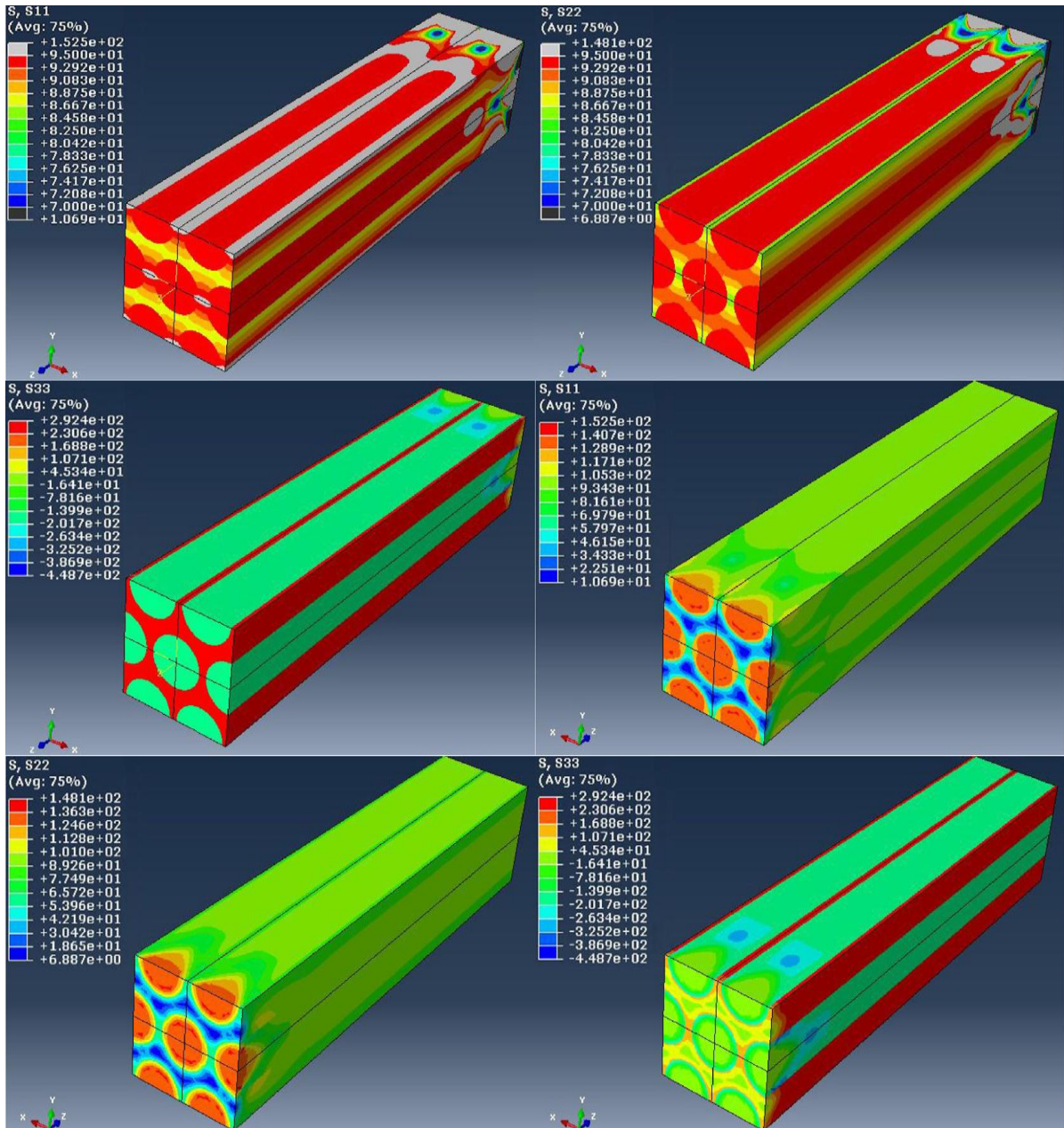


**Fig. IV.8 :** Conformation d'une plaque composite soumise à des contraintes d'origine thermique [7].

### IV.6 Analyse des contraintes résiduelles thermiques par éléments finis

La figure IV.9 montre la distribution des contraintes résiduelles thermiques dans la cellule. Comme représenté sur la figure IV.9 (a), la valeur maximale de la contrainte radiale interne emballé dans le composite était d'environ 150 MPa et a existé dans le la direction  $0^\circ$ , tandis que la valeur la plus faible était d'environ 86 MPa. Dans cette zone, les fibres d'environ 92,9 à 95 MPa expérimenté des contraintes résiduelles thermique. Les valeurs extrêmes de la contrainte tangentielle dans l'intérieur. Les fibres ont été semblables à ceux de la contrainte radiale, représentée en figure IV.9 (b). Cependant, comme représenté sur la fig. IV.9 (c), les contraintes les plus hautes dans le PyC et les fibres ont augmenté à 292 et 201 MPa, respectivement.

## Contraintes résiduelles dans les composites.



**Fig. IV.9 :** Distribution de contraintes résiduelles thermique dans la cellule: (a) des contraintes radiales des interfaces internes, (b) les contraintes tangentielle internes de la des interfaces, (c) des contraintes axiales des interfaces internes, (d) des contraintes radiales de la section transversale, (e) des contraintes tangentielle de la section transversale et des contraintes (F) axiale de la section transversale. [8]

Dans la coupe représentée dans la figure IV.9 (d), la valeur la plus élevée de la contrainte radiale dans le PyC était d'environ 69,8 MPa, tandis que la valeur la plus basse était environ 10,7 MPa. Dans ce domaine, les fibres ont connu environ 128,9 à 140,7 MPa

de contraintes résiduelles thermiques radiales. De même, la contrainte tangentielle de la section transversale était proche de celles de la contrainte radiale, comme représenté sur la Fig. IV.9 (e). Dans de plus, la contrainte axiale la plus élevée du PyC et de fibres dans la section a également augmenté à 168 et 201 MPa, respectivement. En outre, en comparant les Fig. IV.9 (c) et (f), il était particulièrement intéressant que la valeur la plus élevée de la contrainte résiduelle thermique axiale de la fibre dans la section transversale est à proximité du plan interne, bien que leurs distributions de contrainte soient différentes. Par conséquent, il on déduit que le pic axial CTR sur la section transversale d'une fibre de carbone peut être compatible avec celle du même segment de fibre à proximité de la section transversale, qui a été emballé dans les composites C / C [8].

### IV.7 Contraintes thermiques résiduelles

La fabrication du composite nécessite une montée en température relativement élevée puis un refroidissement à température ambiante. Or la fibre et la matrice n'ont pas le même coefficient de dilatation thermique et par conséquent des contraintes résiduelles d'origine thermique surviennent dans le matériau. Il faut remarquer aussi que l'élaboration de la matrice donne souvent lieu à un retrait pouvant également générer des contraintes résiduelles, mais cet effet est très difficile à déterminer car le retrait se fait alors que la matrice n'a pas encore atteint ses propriétés mécaniques maximales [9]. On peut distinguer trois types de contraintes thermiques résiduelles (figure IV.10):

#### IV.7.1 Contraintes radiales ( $\sigma_r^{th}$ ) :

Si le coefficient de dilatation radiale de la matrice ( $\alpha_m$ ) est supérieur à celui des fibres ( $\alpha_f$ ), l'interface est mise en compression radiale et le glissement fibre-matrice devient difficile. Dans le cas inverse ( $\alpha_m < \alpha_f$ ), l'interface est mise en tension radiale et l'extraction des fibres sera plus facile que dans le premier cas. En effet, dans ce dernier cas la décohésion à l'interface est plus facile à cause de l'existence de la force motrice supplémentaire. En ce qui concerne le frottement, il est nul si l'interface était lisse, sinon la rugosité est la seule source de la résistance au glissement [BENOIT et al. 1993] [10]. On peut calculer la contrainte radiale d'origine thermique par la relation suivante :

$$\sigma_r^{th} = \frac{\Delta\alpha \cdot \Delta T}{A} \quad (IV.6)$$

Avec  $\Delta\alpha = \alpha_m - \alpha_f$  et  $\Delta T = T - T_0$

Où  $T$  : température d'essai mécanique et  $T_0$ : température d'élaboration du composite

Où  $\sigma_r^{th} = 0$ . Le coefficient de flexibilité  $A$  peut être obtenu à partir du calcul de Lamé, explicité pour des disques concentriques par OEL et FRECHETTE [1986], ce qui revient à négliger l'effet des contraintes thermiques longitudinales :

$$A = \frac{1 - \nu_f}{E_f} + \frac{1 + \nu_m + \nu_f \cdot (1 - \nu_m)}{E_m \cdot V_m} \quad (IV.7)$$

Avec  $E_f$ ,  $\nu_f$  et  $V_f$  : module d'Young, coefficient de Poisson et fraction volumique de la fibre et  $E_m$ ,  $\nu_m$  et  $V_m$ : module d'Young, coefficient de Poisson et fraction volumique de la matrice.

#### IV.7.2 Contraintes longitudinales ( $\sigma_l^{th}$ )

Elles sont dans le sens longitudinal des fibres et peuvent être en tension si  $\alpha_m < \alpha_f$ , ou en compression si  $\alpha_m > \alpha_f$ . Ces contraintes sont calculées, en négligeant les effets radiaux, par les relations suivantes [10]:

$$\sigma_r^{th} = E_f \Delta\alpha \Delta T \quad \text{et} \quad \sigma_m^{th} = - E_m \eta \Delta\alpha \Delta T \quad (IV.8)$$

$$\text{Où : } \eta = \frac{V_f}{E_m \cdot V_m} \quad (IV.9)$$

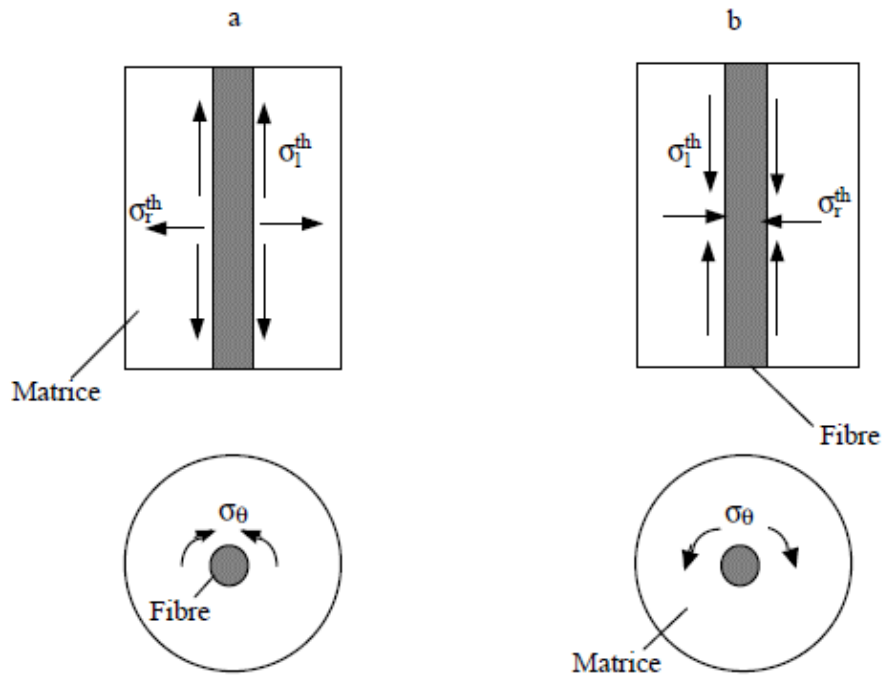
La contrainte  $\sigma_r^{th}$  joue aussi un rôle très important sur la décohésion car il y a une force motrice qui s'ajoute à la contrainte critique de décohésion  $\sigma_{fD}$ .

##### a) Contraintes circonférentielles ( $\sigma_\theta$ )

Dans le cas où  $\alpha_m > \alpha_f$  l'interface est soumise à des contraintes de tension circonférentielles pouvant provoquer une fissuration radiale. Si  $\alpha_m < \alpha_f$  l'interface est soumise à des contraintes circonférentielles en compression. Ces contraintes sont calculées selon OEL et FRECHETTE [1986] par [10]:

$$\sigma_\theta = - \sigma_r \quad (IV.10)$$

Ces trois types de contraintes résiduelles jouent donc un rôle très important dans les conditions de décohésion et les conditions de frottement. S'il existe une grande différence entre les valeurs de  $\alpha_m$  et  $\alpha_f$  la matrice se fissure lors du refroidissement. C'est le cas rencontré dans le composite  $Al_2O_3/SiC$  où  $\Delta\alpha = - 5,7.E-006 \text{ } ^\circ C^{-1}$



**Fig. IV.10 :** Contraintes thermiques résiduelles exerçantes sur la fibre après refroidissement : cas de  $\alpha_m < \alpha_f$ (a) et cas de  $\alpha_m > \alpha_f$ (b) [10]

## Références chapitre IV

- [1] BARRALIS Jean “ Précontraintes et traitements superficiels” Ecole nationale supérieure d’Art et Métiers D’Aix-en-Provence, Décembre 1999.
- [2] Gérard MAEDER Directeur Ingénierie des Matériaux, Renault.
- [3] Jian LU Professeur de la chaire de Génie mécanique « Traitements de surface mécaniques Effets sur les matériaux » Department of Mechanical Engineering The Hong Kong Polytechnic University, Juin 2006 [www.techniques-ingenieur.fr](http://www.techniques-ingenieur.fr)
- [4] Stéphane Vacher « Capteurs à fibres optiques pour le contrôle de l’élaboration et la caractérisation mécaniques des matériaux composites » thèse de Doctorat de l’école national supérieur des mines de Saint-Etienne, spécialité mécanique, Mars 2004.
- [5] Puck. A “Zur beanspruchen und verformung von GFK- mehrschichtenverbund-beaelementen, kunststoffe”, 1967.
- [6] Arsenault. R et Taya. M; “Metal matrix composites: thermomechanical behavior” pregamon press, Oxford; 1989
- [7] Barralis stéphane “ Capteurs à fibres pour le contrôle de l’élaboration et la caractérisation mécanique des Matériaux composites” thèse de Doctorat, Ecole national des Mines de Saint-Etienne, Université de jean Monnet, spécialité mécanique, 2004.
- [8] Yi Zeng, Xiang Xiong, Dini Wang, Liang Wu “Residual thermal stresses in carbon/carbon–Zr–Ti–C composites and their effects on the fracture behavior of composites with different performs” Journal CARBON, 81, (2015), 597-606.
- [9] HERTZ-CLEMENS «Etude d'un composite aéronautique à matrice métallique sous chargements de fatigue : sollicitation mécano- thermique et propagation de fissures thèse de Doctorat de l’Ecole des Mines de Paris Spécialité «Science et Génie des Matériaux» 21 mai 2002
- [10] IBRAHIM Mohamed Haisam « ELABORATION DE MATERIAUX COMPOSITES MODELES UNIFILAMENTAIRES A FIBRES LONGUES SiC ET MATRICE SILICE SOL-GEL ET CARACTERISATION MICROMECHANIQUE DE L'INTERFACE » Ingénieur Mécanique de l'Université d'Alep (Syrie) Génie des Matériaux" de l'INSA de Lyon, 1997

**Deuxième Partie**

**RESULTATS ET  
SIMULATION NUMERIQUE**

## Synthèse des travaux bibliographiques

L'effet des contraintes résiduelles internes sur le comportement mécanique des composites a fait l'objet de plusieurs travaux. Parmi ces travaux, nous pouvons citer les plus récents. Ainsi, Konstantinos G. Dassios, Dimitris G et al. [1] ont étudié les effets des contraintes axiales thermiques résiduelles, des chargements cycliques et de la présence d'entailles sur la performance à la traction d'un magnésium-baryum-alumine-silicate-SiC renforcé par des fibres (BMAS) céramique. Chi-Seung Lee et al. [2] ont utilisé le critère d'endommagement de Puck pour analyser l'amorçage de fissures dans la fibre et ou la matrice et leur propagation. Ces dernières déterminent le mode de rupture prédominant du composite. Ils montrent également que la présence de défauts dans la direction de propagation de la fissure accélère son instabilité. S. Itou [4] A analysé le comportement de deux fissures amocées dans l'epoxy, l'une centrale et l'autre latérale dans un matériau composite epoxy-aluminum soumis à des efforts de tension. Ce comportement est étudié en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes. Ils montrent que ces fissures se propagent brutalement de l'interface vers l'extérieur. Surendra Kumar [6] a étudié l'effet d'impact, en termes d'endommagement, d'un corps étrangers sur une coque cylindrique en composite stratifié (epoxy/graphite).en utilisant la méthode incrémentale itérative de Newton-Raphson. L'effet des paramètres du projectile, du stratifié et celui du comportement non linéaire du composite ont été mis en évidence. Fatih C. et Mete O.K. [7] ont analysé numériquement le comportement, en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes, de fissures interfaciales initiées entre deux plaques composites assemblés par patch. Ils montrent que l'orientation des fibres est un paramètre déterminant du facteur d'intensité de contraintes des fissures interfaciales. Shuqi Guo et al. [9]. ont montré que le décollement de l'interface est plus probable lorsque le coefficient de dilatation thermique de la fibre est différent à celui de la matrice.

Ces auteurs expliquent cette décohésion interfaciale par l'effet d'interaction interface-contraintes de cisaillement, d'origine thermique ajoutée à la charge appliquée. Près de la face supérieure, les deux contraintes de cisaillement sont opposées, tandis que celles à la



face inférieure sont ajoutées. Ce comportement conduit donc au décollement de l'interface de la face inférieure lorsque le coefficient de dilatation thermique de la fibre est inférieur à celle de la matrice. Liu et Kagawa et al. [5], D. Vasiukov et al. [11], S.H. Xin et al. [13] John Montesano et al. [14] ont, en utilisant des approches différents, développé des modèles pour la prédiction de l'apparition et de l'évolution de l'endommagement des composites. Leon M. et al. [8] S Sellam et al. [3] Tian Tang et al. [12] ont utilisé la méthode des éléments finis FEM et XFEM pour l'analyse de l'amorçage et de propagation de fissures dans les composites. La méthode des éléments finis a été employée pour l'étude du comportement de fissures et de l'endommagement dans un composite à matrice métallique ductile. H.W. Wang et al. [10] ont montré que la méthode XFEM est une technique de modélisation efficace pour analyse de l'amorçage et la propagation d'une fissure dans les composites. Ilki and Nahit Kumbasar [15] ont analysé le comportement mécanique du béton renforcé par des feuilles en composite (polymère fibre de carbone) montre qu'un tel renforcement permet une nette amélioration de la résistance en compression du béton. Cette étude a conduit au développement de relations empiriques permettant la détermination de cette résistance et e la déformation axiale ultime de la structure. Ainsi Manizheh A. et al. [16] Ont analysé numériquement par MEF (logiciel ABAQUS) l'endommagement d'un matériau composite verre-polyster. Ces auteurs ont utilisé des critères de Hou, Hashin et la combinaison des critères maximums de contraintes pour l'endommagement de la fibre et les critères de Hou pour celui de la matrice, Ces auteurs montrent que les de contraintes maximales et de celui Hashin conduisent à une meilleur prédiction de l'endommagement. Des travaux récents ont montré que ces contraintes déterminent le comportement mécanique des composites. Ainsi Yi Zeng et al [17] dans une analyse par éléments finis ont montré que la présence de carbure dans les composites C / C conduit à une augmentation significative des contraintes résiduelles dans le PyC près du carbure, ce qui explique que ce composé (carbure) pourrait modifier la répartition et le niveau de ces contraintes dans ces composites. S. Gasparyan [18] et Greisel M. et al. [19] ont développé des méthodes statistique et de dilatation thermique cycliques pour l'évaluation des contraintes résiduelles dans les composites à matrice aluminium renforcée par des fibres de bore et dans les composites thermoplastiques renforcés de fibres de carbone unidirectionnelle respectivement.

D'autres travaux récents ont montré que ces contraintes déterminent le comportement mécanique des composites. Ainsi M. Safarabadi [20] a analysé les facteurs

responsables de la formation des contraintes résiduelle dans les composites et leurs effets sur les propriétés de la fibre et de matrice. Cet auteur présente, dans cette étude, les méthodes analytiques, numériques et expérimentales pour la prédiction des contraintes résiduelles thermiques. M.M. Aghdam [21] a montré les effets des contraintes résiduelles et de leurs interactions sur le comportement des composites MMC. Cet auteur explique que ces contraintes sont responsables de la chute de leurs caractéristiques mécaniques et de leur performance initiale. L'analyse des contraintes résiduelles sur le comportement à haute température des composites est également mis en évidence dans cette étude.

Un modèle fournit un nouvel outil pour acquérir une connaissance approfondie des contraintes résiduelles dans les matériaux multiphasiques [22] Ainsi Patricia et al. [23] ont présenté dans une étude, la formation des contraintes résiduelles thermiques dans les composites thermoplastiques et les techniques expérimentales pour détecter ces contraintes en traitant l'effet de ces propriétés. H.T. Liu et al. [24] ont étudié analytiquement l'effet des contraintes résiduelles thermiques sur des matériaux composites. Au cours des procédés de fabrication de composites à matrice métallique, des contraintes résiduelles thermiques sont normalement développés en raison de la différence des coefficients de dilatation thermique entre la matrice et le renfort [25]. Un comportement élasto-plastique du Composite Al/SiC et une analyse des contraintes résiduelles introduites par le processus de refroidissement ont été étudié par Heoung-Jae Chun et al. [26]. La grande différence des coefficients de dilatation thermique (CTE) entre la fibre le carbure de silicium (SCS-2) et la matrice d'Aluminium6061 a tendance à produire des contraintes résiduelles élevées de sorte que l'écoulement plastique de la matrice est inévitable pendant le refroidissement. Cette analyse est basée sur le schéma d'approximation successive avec le modèle d'écoulement plastique Prandtl-Reuss et le critère de Von Mises. Un modèle micromécanique [27] et un modèle des éléments finis de microstructure [28]. Est présenté à étudier par M.J. Mahmoodi et al. [29], les effets des initiations et la propagation des endommagements de l'interface sur le comportement élasto-plastique des composites unidirectionnels SiC / Ti à matrice métallique (MMC). Le respect permanent du modèle d'interface est modifié pour modéliser le décollement interfacial et la méthode d'approximations successives avec celle de Von Mises-critère est utilisée pour obtenir un comportement élasto-plastique. Les modes d'endommagement, y compris la rupture de la fibre, la matrice et le décollement interfaciale. S. Gasparyan [30] et Gilles Lubineau [31] ont proposé une méthode relativement simple, basée sur l'observation du champ de déplacement associée à la

création d'une fissure transversale dans un stratifié, ainsi que les modèles d'endommagements avancés en tenant compte des contraintes résiduelles et la microfissuration. Selon Yi Zeng et al. [32], la présence de carbure dans les composites C/C conduit à une augmentation significative des contraintes résiduelles dans le PyC près du carbure, ce qui explique que ce composé (carbure) pourrait modifier la répartition et le niveau de ces contraintes dans ces composites. M. Safarabadi [33] traite les facteurs responsables de la formation des contraintes résiduelles dans les composites et leurs effets sur les propriétés de la fibre et de matrice. Cet auteur présente, les méthodes analytiques, numériques et expérimentales pour la prédiction des contraintes résiduelles thermiques. Thomas Hobbiebrunken et al. [34], Lei Yang et al. [35], ont étudié par une méthode de calcul par éléments finis (FEM). L'effet des contraintes thermiques résiduelles en cas d'endommagement transversale de composite à matrice polymères renforcés par des fibres. Particulièrement, l'influence des propriétés mécaniques et thermiques des deux matériaux Fibre-Matrice sur la formation de contraintes résiduelles thermiques dépendant de la température. S. Mukherjee et al. [36] ont utilisé une approche mécanique de la rupture pour examiner le processus de décollement interfaciale dans les composites à matrices métalliques (MMC) au cours d'un test sur fibre push-out. Les contraintes résiduelles dans un composite SiCp / Al6061 volume 20% ont été traités et vieilli à faible température, B. Benedikt et al. [37], H. Li et al. [38] ont déterminées ces contraintes par diffraction des rayons X et un calcul par éléments finis. Les résultats de l'expérience et le calcul montrent que l'état de contrainte résiduelle peut être ajusté par traitement à basse température et de réchauffage ultérieur à température ambiante [39]. D'autre part, Il a été démontré par M. Gentz et al. [40] que les contraintes résiduelles dans le composite à fibres unidirectionnels graphite/polyamide sont affectées de manière significative par vieillissement à température élevée.

## Références synthèse bibliographique

- [1] Konstantinos G. Dassios , Dimitris G. Aggelis, Evangelos Z. Kordatos Konstantinos G. Dassios , Dimitris G. Aggelis, Evangelos Z. Kordatos ”Cyclic loading of a SiC-fiber reinforced ceramic matrix composite reveals damage mechanisms and thermal residual stress state” journal Composites August (2012).
- [2] Chi-Seung Lee, Jeong-Hyeon Kim, Seul-kee Kim, Dong-Man Ryu, Jae-Myung Lee “Initial and progressive failure analyses for composite laminates using Puck failure criterion and damage-coupled finite element method” j. Composite Structures, November ( 2014).
- [3] Sellam S, Boualem Serier, Farida Bouafia, Bel Abbes Bachir Boudjra, Sardar Sikandar Hayat “Analysis of the stresses intensity factor in alumina–Pyrex composites” J. Computational Materials Science 72 (2013) p. 68–80
- [4] W. Węglewski , M. Basista, A. Manescu, M. Chmielewski “Effect of grain size on thermal residual stresses and damage in sintered chromium–alumina composites” Measurement and modeling Vol. 67, December (2014) , P 119–124
- [5] Y.F. Liu, Y. Kagawa, Compos. Sci. Technol. 60 (2) (2000) 167–171.
- [6] Hahn Chooa, Mark A.M. Bourkeb, Mark R. Daymondc “ A finite-element analysis of the inelastic relaxation of thermal residual stress in continuous-fiber-reinforced composites “ j. Composites Science and Technology 61 (2001) 1757–1772
- [7] Chengyu Wang, Zhanli Liu, Biao Xia, Shihui Duan, Xiaohua Nie, Zhuo Zhuang ” Development of a new constitutive model considering the shearing effect for anisotropic progressive damage in fiber-reinforced composites”
- [8] Leon Mishnaevsky Jr. , Povl Brøndsted “ Three-dimensional numerical modelling of damage initiation in unidirectional fiber-reinforced composites with ductile matrix” J. Materials Science and Engineering: A V. 498, I. 1–2, 20 December 2008, P. 81–86
- [9] Shuqi Guo, Kouichi Honda, Yutaka Kagawa “Interface debonding from bottom face and frictional transition during pushout testing of a tungsten fiber-epoxy matrix composite” j. Composites Science and Technology 65 (2005) 1808–1814 .
- [10] H.W. Wang, H.W. Zhou, H.W. Ji, X.C. Zhang “Application of extended finite element method in damage progress simulation of fiber reinforced composites” J. Materials & Design V. 55, March 2014, P. 191–196
- [11] D. Vasiukov, S. Panier , A. Hachemi “Direct method for life prediction of fibre reinforced polymer composites based on kinematic of damage potential” Volume 70, January 2015, Pages 289–296

- [12] Tian Tang , Youssef Hammi, M.F. Horstemeyer, Paul Wang “Finite element micromechanical analysis of the deformation and stress state dependent damage evolution in fiber reinforced metal matrix composites” j. Computational Materials Science, March (2012).
- [13] S.H. Xin, H.M. Wen “A progressive damage model for fiber reinforced plastic composites subjected to impact loading”j. International Journal of Impact Engineering V.75, January 2015, P 40–52
- [14] John Montesano, Marina Selezneva , Martin Levesque , Zouheir Fawaz « Modeling fatigue damage evolution in polymer matrix composite structures and validation using in-situ digital image correlation » J. Composite Structures, Février 2015.
- [15] Prabha Muthusamy , Srinivasan M. Sivakumar “A constituent-behavior-motivated model for damage in fiber reinforced composites”j. Computational Materials Science V. 94, November 2014, P. 163–172.
- [16] C.F. Jin, Q.Z. Zhu, J.F. Shao “A numerical analysis of interface damage effect on mechanical properties of composite materials” Mechanics Research Communications 22 August (2014).
- [17] Yi Zeng, Xiang Xiong, Dini Wang, Liang Wu ” Residual thermal stresses in carbon/carbon–Zr–Ti–C composites and their effects on the fracture behavior of composites with different performs”J. Carbon .Vol 81, January 2015, Pages 597–606
- [18] S. Gasparyan “Determination of residual stresses in metallic composites” Journal of Materials Processing Technology. Vol. 178, Issues 1–3, 14 September 2006, Pages 14–18
- [19] M. Greisel , J. Jäger, J. Moosburger-Will, M.G.R. Sause, W.M. Mueller, S. Horn “Influence of residual thermal stress in carbon fiber-reinforced thermoplastic composites on interfacial fracture toughness evaluated by cyclic single-fiber push-out tests” j. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. Vol. 66, November 2014, Pages 117–127
- [20] M. Safarabadi « Understanding residual stresses in polymer matrix composites” J. Residual Stresses in Composite Materials (2014), Pages 197–232
- [21] M.M. Aghdam, S.R. Morsali “Understanding residual stresses in metal matrix composites » J.B. Part II: Residual stresses in different types of composites. Pages 233-255. November 2013.
- [22] X.X. Zhang, B.L. Xiao, H. Andrä, Z.Y. Ma “Multi-scale modeling of the macroscopic, elastic mismatch and thermal misfit stresses in metal matrix composites” journal Composite Structures, Vol. 125, (2015), Pages 176–187.
- [23] Patricia P. Parlevliet, Harald E.N. Bersee, Adriaan Beukers “Residual stresses in

thermoplastic composites – a study of the literature. Part III: Effects of thermal residual stresses” journal Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Volume 38, Issue 6, (2007), Pages 1581–1596.

[24] H.T. Liu, L.Z. Sun “Effects of thermal residual stresses on effective elastoplastic behavior of metal matrix composites” International Journal of Solids and Structures, Vol. 41, Issue 8, (2004), Pages 2189–2203.

[25] Goffredo de Portu, Lorenzo Micele, Stefano Guicciardi, Shinya Fujimura, Giuseppe Pezzotti, Yutaka Sekiguchi “Effect of residual stresses on the fracture behaviour of notched laminated composites loaded in flexural geometry” J. Composites Science and Technology Vol. 65, Issue 10, (2005) Pages 1501–1506.

[26] Heoung-Jae Chun, Isaac M. Daniel, Shi-Chang Wooh “Residual thermal stresses in a filamentary SiC/Al composite” journal Composites Engineering, Volume 5, Issue 4, (1995), Pages 425–436.

[27] M.M. Aghdam, D.J. Smith, M.J. Pavier “Finite element micromechanical modelling of yield and collapse behaviour of metal matrix composites” Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Volume 48, Issue 3, (2000), Pages 499–528.

[28] Matteo Galli, Joël Cugnoni, John Botsis “Numerical and statistical estimates of the representative volume element of elastoplastic random composites” European Journal of Mechanics - A/Solids, Volume 33, (2012), Pages 31–38.

[29] M.J. Mahmoodi, M.M. Aghdam, M. Shakeri “Micromechanical modeling of interface damage of metal matrix composites subjected to off-axis loading” Journal Materials and Design 31 (2010).Pages 829–836.

[30] S. Gasparyan “Determination of residual stresses in metallic composites” Journal of Materials Processing Technology. Vol. 178, Issues 1–3, 14, (2006). Pages 14–18.

[31] Gilles Lubineau “Estimation of residual stresses in laminated composites using field measurements on a cracked sample” Journal Composites Science and Technology Volume 68, Issue 13, (2008). Pages 2761–2769.

[32] Yi Zeng, Xiang Xiong, Dini Wang, Liang Wu ”Residual thermal stresses in carbon/carbon–Zr–Ti–C composites and their effects on the fracture behavior of composites with different performs ” Journal Carbon .Vol 81, (2015). Pages 597–606.

[33] M. Safarabadi “Understanding residual stresses in polymer matrix composites ” Journal Residual Stresses in Composite Materials, (2014). Pages 197–232.

[34] Thomas Hobbiebrunken, Bodo Fiedler, Masaki Hojo, Shojiro Ochiai, Karl Schulte “Microscopic yielding of CF/epoxy composites and the effect on the formation of thermal residual stresses” J. Composites Science and Technology Volume 65, Issue 10,

August 2005, Pages 1626–1635

[35] Lei Yang, Ying Yan, Jian Ma, Bo Liu “ Effects of inter-fiber spacing and thermal residual stress on transverse failure of fiber-reinforced polymer–matrix composites” *J. Computational Materials Science* Volume 68, February 2013, Pages 255–262

[36] S. Mukherjee\*, C.R. Ananth, N. Chandra “Effect of residual stresses on the interfacial fracture behavior of metal-matrix composites” *J. Composites Science and Technology* Volume 57, Issue 11, (1997), Pages 1501–1512

[37] B. Benedikt, M. Kumosa, P.K. Predecki, L. Kumosa, M.G. Castelli, J.K. Sutter J An analysis of residual thermal stresses in a unidirectional graphite/PMR-15 composite based on X-ray diffraction measurements *Composites Science and Technology* Volume 61, Issue 14, (2001), Pages 1977–1994

[38] H. Li, J.B. Li, L.Z. Sun, Z.G. Wang “Modification of the residual stress state in a SiC<sub>p</sub>/6061Al composite by low-temperature treatment” *Journal Composites Science and Technology* Volume 57, Issue 2, (1997), Pages 165–172.

[39] G. Maier, F. Hofmann *J Composites Science and Technology* Volume 68, Issue 9, (2008), Pages 2056–2065

[40] M. Gentz, B. Benedikt, J.K. Sutter, M. Kumosa, *J Composites Science and Technology* Volume 64, Issues 10–11, (2004), Pages 1671–1677.

## **Chapitre V**

### **Comportement de fissures matricielles.**

Les matériaux composites présentent généralement une excellente rigidité grâce aux matériaux de renfort. De par cette propriété, ces matériaux trouvent une large application dans l'industrie et tout particulièrement dans l'aéronautique, aérospatial, maritime, automobile, génie civil etc. Cependant, au cours de l'élaboration des composites à des températures relativement élevées, des contraintes résiduelles naissent pendant le processus de refroidissement de ces températures à la température ambiante. Elles sont essentiellement dues à l'écart des coefficients de dilatation thermique entre la fibre et la matrice. Un écart trop important fragilise l'adhésion entre ces deux constituants et par conséquent favorise l'amorçage et la propagation de microfissures de fatigue. Le



comportement en rupture des composites à matrices métalliques diffère de celui de décohésion interfaciale fibres-matrice. En effet, Les microfissures sub-interfaciale de fatigue peuvent s'amorcées dans l'un de ces deux constituants et leur propagation conduit à la ruine du composite. Les fissures interfaciales, responsable du décollement, peuvent être dues soit à un mauvais accrochage mécanique, soit à l'existence de contraintes internes de cisaillement à l'interface renfort-matrice trop importante. Le niveau de ces contraintes et l'énergie d'adhésion fibre-matrice conditionnent le comportement mécanique en rupture des composites. En effet, ajoutées au contraintes de mise en service, ces contraintes peuvent être fatale pour les composites.

### V.1 Modélisation par éléments finis

L'utilisation de la résolution numérique par la méthode des éléments finis est la plus adaptée aux problèmes complexes de la mécanique. Elle permet une analyse plus approfondie en tous points de la structure. Elle constitue ici l'outil fondamental pour la résolution du comportement mécanique des matériaux soumis à des sollicitations complexes. C'est pourquoi le code de calcul ABAQUS version 6.13 [1] a été utilisé pour l'analyse du comportement de fissures initiées dans la matrice métallique et soumises à la fois à des contraintes résiduelles ajoutées aux contraintes de mise en service. La structure analysée est tridimensionnelle. Cette dernière est composée d'une matrice en Aluminium pure de forme parallélépipédique comportant deux capillaires le long de son axe principal, dans lequel deux fibres en  $Al_2O_3$  en forme de cylindre sont insérées. Cette structure contenant une fissure de taille « a » amorcée dans la matrice comme le montre la figure V.1. Du fait de la symétrie géométrique du modèle analysé, seule sa moitié a été modélisée.

Les conditions aux limites et de symétrie appliquées à la structure analysée sont:  $U_Y = U_{RX} = U_{RZ} = 0$  où (O, Z, X) (Condition de symétrie par rapport à y). Ces conditions dépendent de la symétrie de la géométrie fixée (fig. V.2). La structure a été maillée par des éléments briques de type C3D20RH (élément à 20 nœuds). Un affinage du maillage en têtes de fissure a été réalisé pour la fiabilité des résultats. Les renforts en alumine «  $Al_2O_3$  » sont considérés comme isotropes linéaire élastique ayant un module d'Young  $E_f = 345$  GPa, un coefficient de Poisson  $\nu = 0.27$  et un coefficient de dilatation thermique  $\alpha = 8.8E-006$ . La matrice en Aluminium est considéré comme un matériau isotrope élastique linéaire de module de Young  $E_m = 67,5$  GPa, de coefficient de Poisson  $\nu = 0.33$ , et de

## Comportement de fissures matricielles dans les composites.

coefficient de dilatation thermique  $\alpha=23,5E-006$ . [2] Le modèle analysé comporte une fissure centrale initiée dans la matrice.

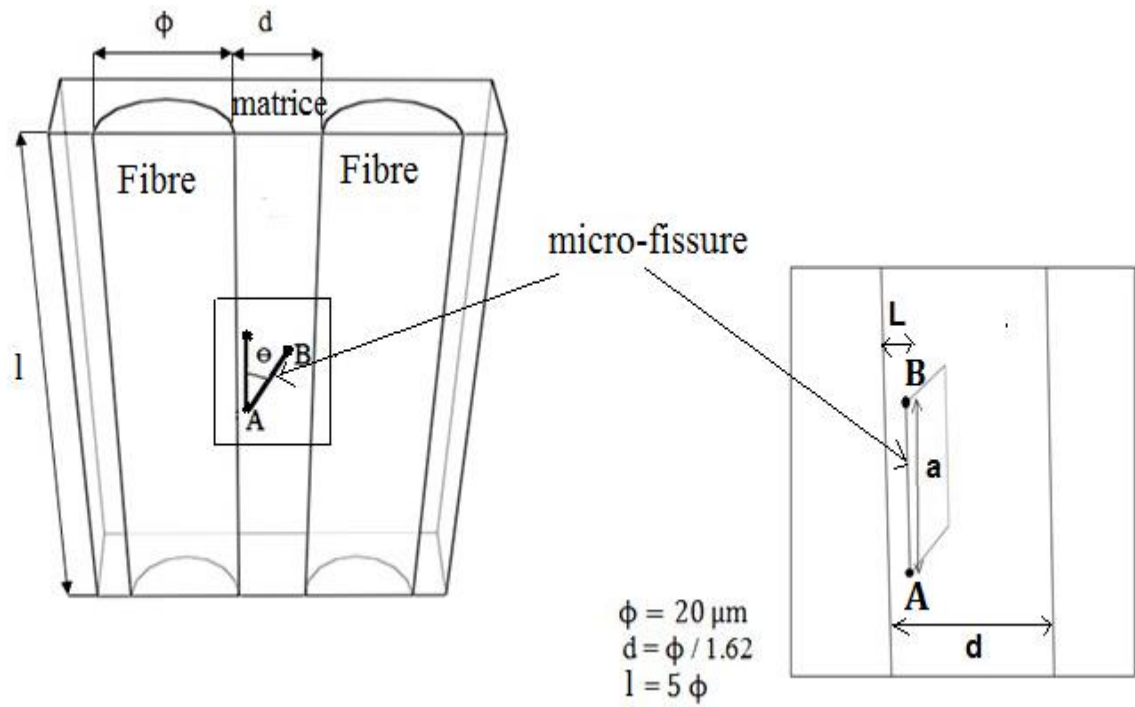
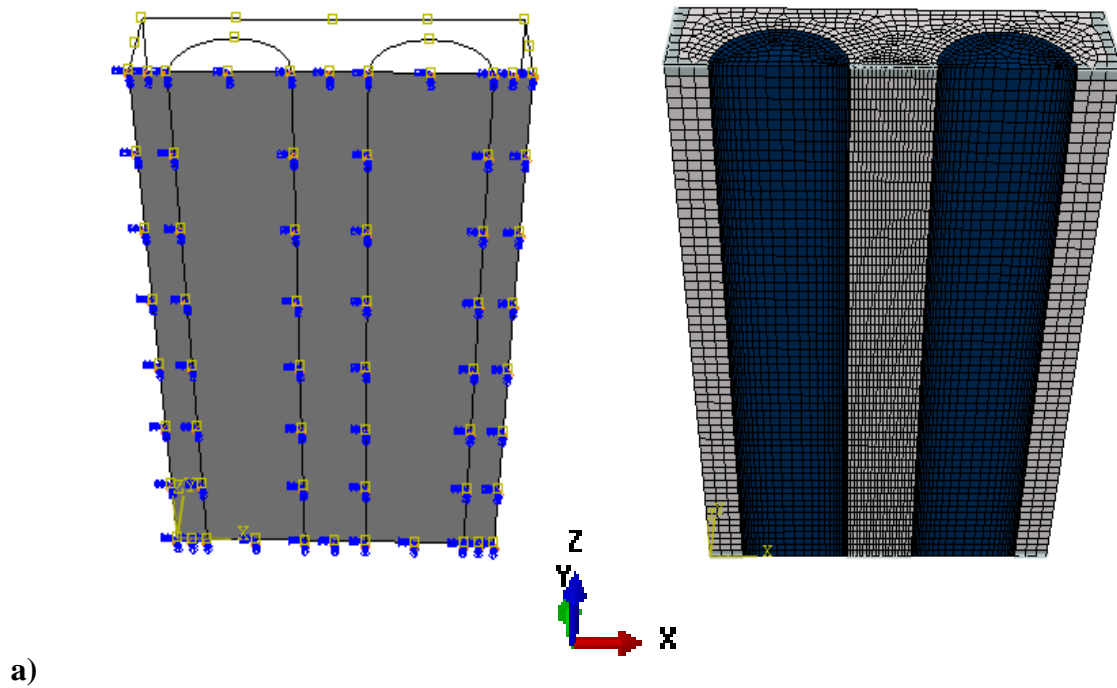


Fig. V.1 : Modèle fissuré analysé



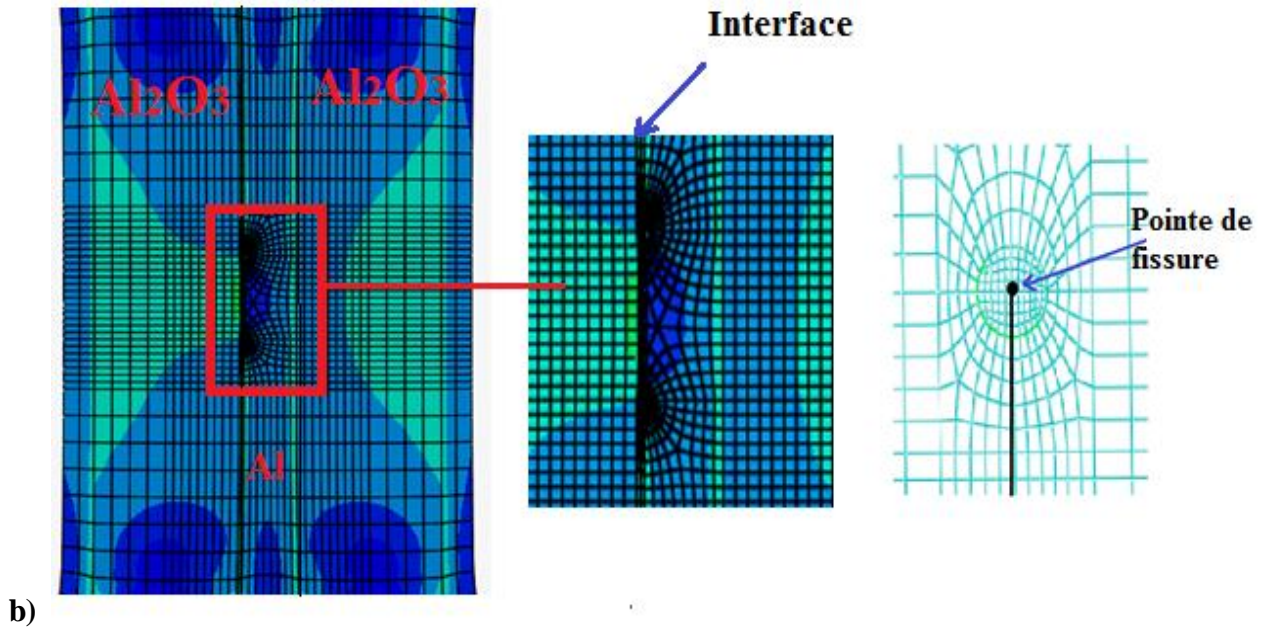


Fig. V.2 : Conditions aux limites (a), Maillage et type d'éléments utilisés (b).

## 1. Résultats et discussion

L'élaboration des matériaux composites se fait généralement à des températures relativement élevées en fonction de la nature de matrice. Il en résulte, lors du refroidissement de cette température à la température ambiante, des contraintes résiduelles à l'interface fibre-matrice dues à la différence des coefficients de dilatation thermique de ces deux constituants. Plusieurs travaux ont montré que le niveau et la répartition de ces contraintes dépendent de la nature des deux constituants conjointement liés, de l'écart de leurs propriétés physiques (coefficient de dilatation thermique) et de la température de leur jonction (température d'élaboration) [3].

Les contraintes internes, engendrées lors de la mise en œuvre du matériau composite pendant le processus de refroidissement de la température d'élaboration à la température ambiante, sont introduites dans la fibre et la matrice au voisinage très proche de leur interface. Ces contraintes apparaissent au cours de ce refroidissement du fait des différences de coefficient de dilatation thermique de ces deux constituants. En effet, de la température de réalisation du composite, la matrice métallique se rétracte beaucoup plus que la fibre céramique, il en résulte des contraintes de cisaillement à l'interface matrice-fibre dues à l'égalisation des déformations élastiques de la matrice et de la fibre:

$$\varepsilon_m = \alpha_m (T_0 - T) \text{ et } \varepsilon_F = \alpha_F (T_0 - T)$$

$\alpha_m$  et  $\alpha_f$  sont les coefficients de dilatation thermique de la matrice et de la fibre respectivement.

$(T_0-T)$  est l'écart de température par rapport à la température de référence.

Ces contraintes internes sont fonction non seulement de l'écart entre les coefficients de dilatation thermique de la matrice et de la fibre, de l'écart entre la température à laquelle la déformation thermoélastique disparaît et la température d'élaboration, mais également du module d'élasticité et coefficient de Poisson des deux constituants (fibre et matrice):

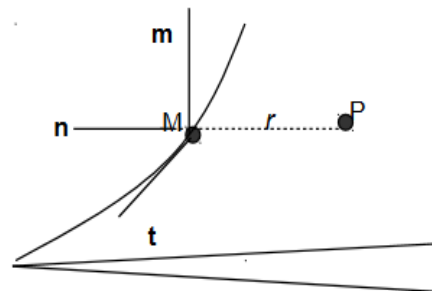
$$\sigma_R = \frac{(\alpha_m - \alpha_f)(T - T_0)}{\frac{1 + \nu_m}{2E_m} + \frac{1 - 2\nu_f}{E_f}} \quad (V.1)$$

Dans ce qui suit l'effet des contraintes internes sur le comportement de fissures est analysé en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes en modes d'ouverture (mode I) et en modes de cisaillement (modes II et III).

### 1.1. Calcul du Facteur d'intensité de contrainte

GENIAUT Samuel [4] a décrit une méthode de calcul de  $K_1$ ,  $K_2$  et  $K_3$  en 2D (plan et axisymétrique) et 3D par extrapolation des sauts de déplacements sur les lèvres de la fissure. Elle est utilisable à l'aide de la commande, La précision des résultats de la méthode d'extrapolation des sauts de déplacement est nettement améliorée si le maillage est quadratique. Pour une fissure maillée, il est recommandé d'utiliser des éléments dits de «Barsoum» en fond de fissure (éléments dont les nœuds milieux sont situés au quart des arêtes)  $K_1$ ,  $K_2$ ,  $K_3$ , aussi bien pour une fissure maillée (éléments finis classiques) que pour une fissure non maillée (éléments finis enrichis : méthode X-FEM) avec:

$t$ ,  $n$  dans le plan de la fissure en  $M$ ,



t vecteur tangent au fond de fissure en M,

n vecteur normal au fond de fissure en M,

m vecteur normal au plan de la fissure en M,

[U<sub>m</sub>] saut de déplacement entre les lèvres de fissure:

$$[U_m] = (U^{\text{lèvre supérieure}} - U^{\text{lèvre inférieure}}) \cdot m$$

R = ||MP|| où P est un point du plan normal au front de fissure en M, situé sur une des lèvres.

$$K_1(M) = \lim_{r \rightarrow 0} \left( \frac{E}{8(1-\nu^2)} [U_m] \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \right) \quad (3)$$

$$K_2(M) = \lim_{r \rightarrow 0} \left( \frac{E}{8(1-\nu^2)} [U_n] \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \right) \quad (4)$$

$$K_3(M) = \lim_{r \rightarrow 0} \left( \frac{E}{8(1-\nu)} [U_t] \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \right) \quad (5)$$

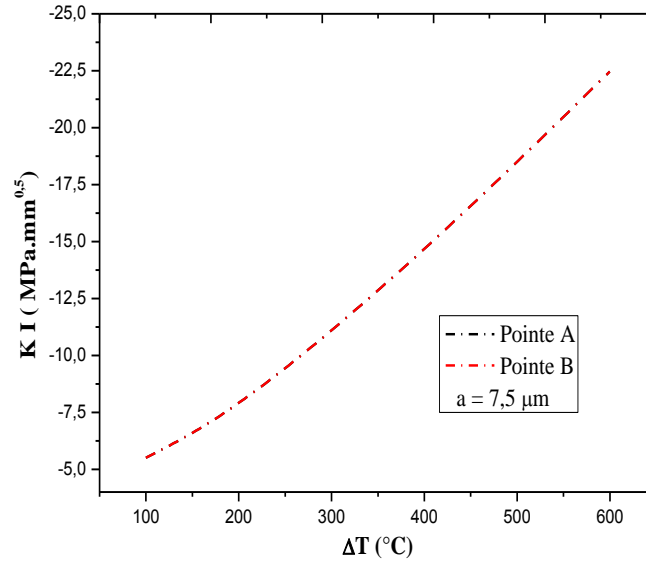
## 1.2. Composite à matrice métallique Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

### 1.2.1. Effet de la température

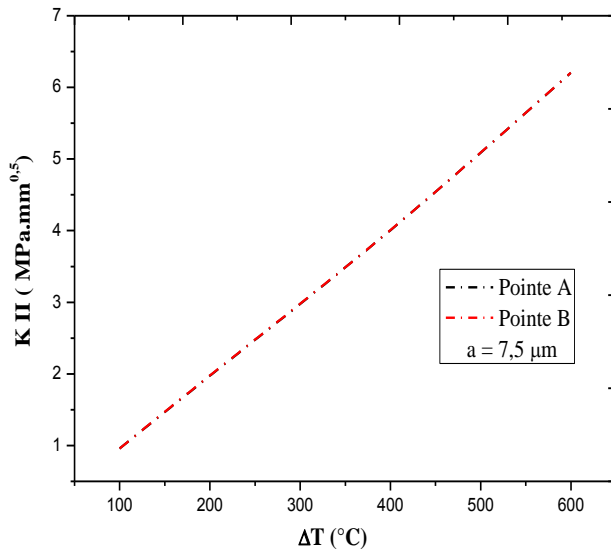
Dans cette partie du travail, une analyse de température d'élaboration du composite sur le comportement d'une fissure initiée dans la matrice, au voisinage très proche de la fibre, parallèlement à l'axe longitudinal du renfort. Les résultats ainsi obtenus sont représentés sur la figure V.3. Cette dernière illustre la variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I en fonction de cette température. Une telle variation montre clairement que les contraintes internes, induite thermiquement dans la matrice près de l'interface avec la fibre, agissent sur les deux fronts de fissuration, notés ici **A** et **B**, comme des contraintes de fermeture de la fissure. Ce comportement est défini par des valeurs négatives de ce critère de rupture. En mode II, le facteur d'intensité de contraintes est d'autant plus important que la température est élevée (fig. V.3.a). Ce paramètre de rupture est équitablement réparti sur les deux fronts de fissuration. En effet, les valeurs des facteurs résultants de ces deux pointes sont identiques et ce quelle soit la température. Les résultats illustrés sur cette figure montrent que les contraintes internes favorisent l'instabilité de la fissure en mode II.

Sur la figure V.3.c est représenté l'effet de la température sur le facteur d'intensité de contraintes en mode III résultant des deux fronts de fissuration. Cette figure montre clairement qu'une augmentation de la température d'élaboration conduit à une intensification de ce critère de rupture. On notera cependant que les contraintes résiduelles favorisent le développement de la fissure en mode III. Les valeurs de ce facteur obtenues dans ce cas sont beaucoup plus importantes que celles résultants du mode II. Ceci illustre

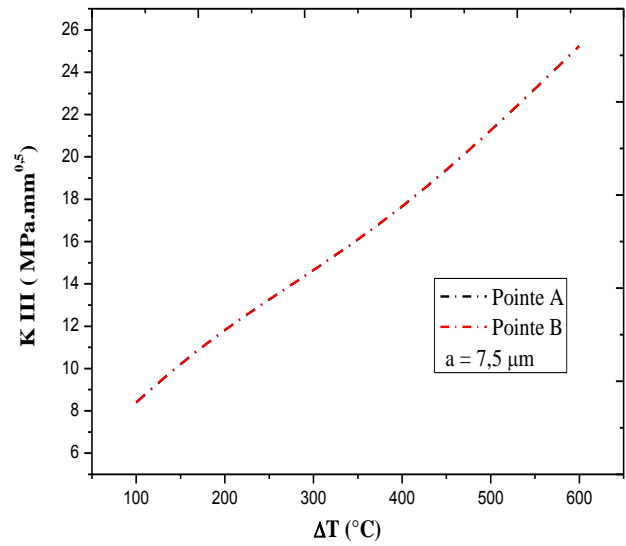
nettement qu'une telle fissure se propage en mode de cisaillement modes II et III et essentiellement en mode III. L'énergie mécanique est répartie équitablement en pointes A et B du défaut de fissuration.



(a)



(b)



(c)

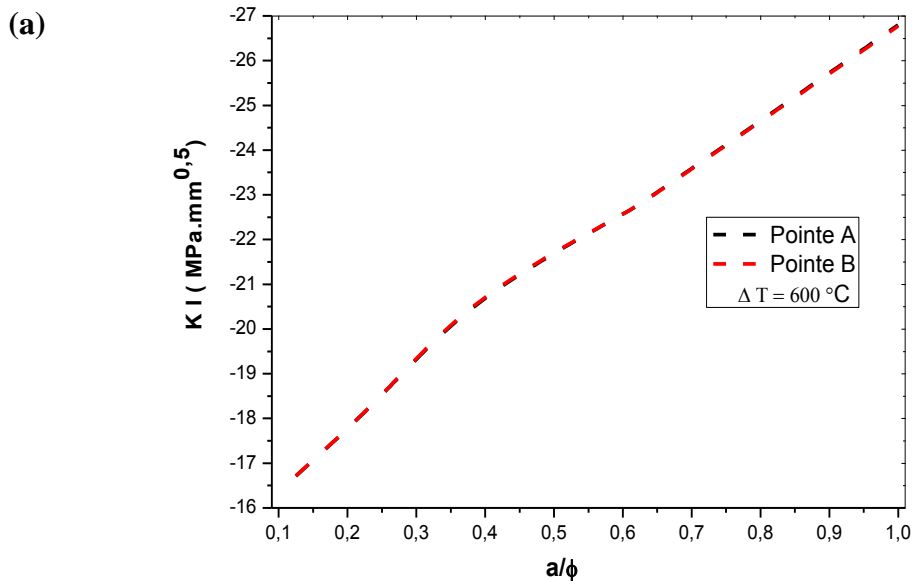
**Fig. V.3 :** Variation du facteur d'intensité de contraintes dans les trois modes I, II et III en fonction de la température d'élaboration.

### 1.2.2. Effet de la taille de la fissure

Dans cette partie du travail, l'effet de la taille d'une fissure, amorcée dans la matrice

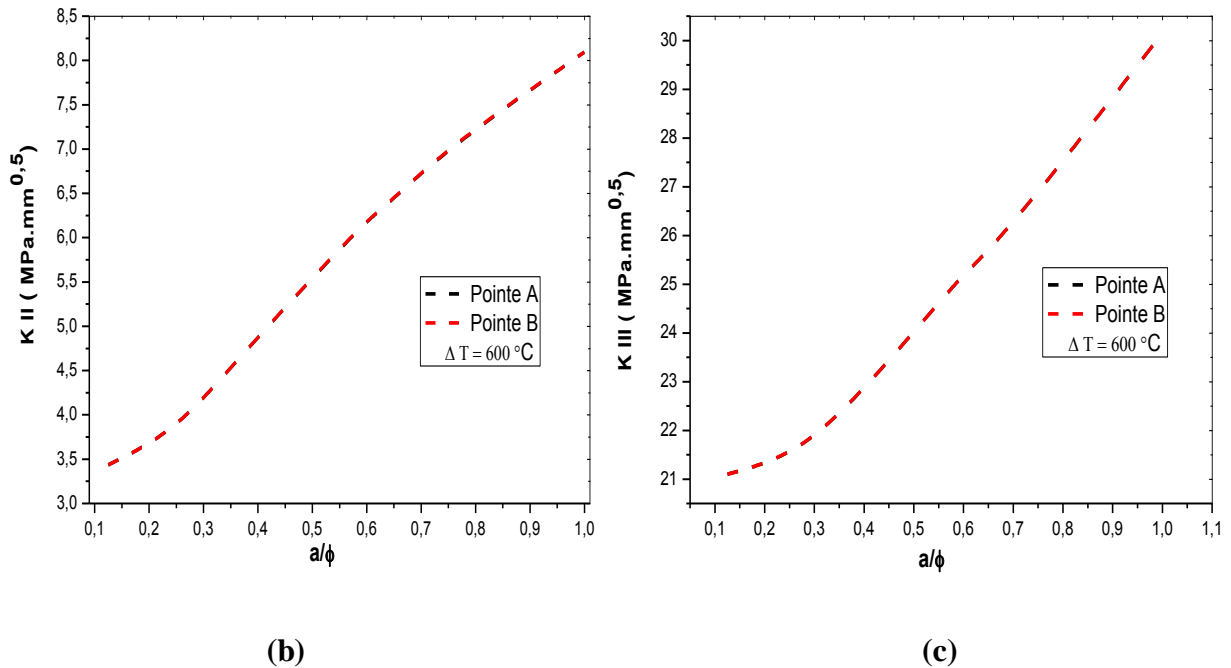
et définie par le rapport  $a/\phi$  ( $\phi$  est le diamètre de la fibre), au voisinage très proche de la fibre, parallèlement à l'axe longitudinal du renfort, (Voir fig. V.1) sur le facteur d'intensité de contraintes est analysé. Les résultats obtenus sont illustrés sur la figure (V.4). Cette figure montre, qu'en mode I, une telle fissure stable. Les contraintes résiduelles, induites dans la matrice, agissent en tant que contraintes de fermeture de la fissure. Cette fermeture s'explique par les valeurs négatives de ce paramètre de rupture. Ce comportement est observé quelque soit la taille du défaut de fissuration. La figure (V.4.a) montre clairement que les valeurs du facteur d'intensité de contraintes en pointes, notées 1 et 2, de la fissure sont parfaitement superposées. Un développement de cette fissure en mode II, conduit à un accroissement du facteur d'intensité de contraintes (fig. V.4.b).

La cinétique de propagation des deux fronts 1 et 2 de fissuration est pratiquement la même. En effet, il en résulte de ces fronts les mêmes valeurs de ce critère de rupture et ce quelle que soit la taille du défaut de fissuration. Les deux facteurs résultant de ces deux pointes sont parfaitement superposés (fig. V.4.b). L'effet de la taille de la fissure sur le facteur d'intensité de contraintes en mode III est représenté sur la figure V.4.b. Cette figure montre que la répartition équitable de l'énergie mécanique aux fronts A et B de la fissure est d'autant plus intense que la fissure se propage dans la matrice le long de l'interface.



Les résultats obtenus dans cette partie du travail montrent qu'une fissure, initiée dans la matrice parallèlement à l'interface avec la fibre, se développe, sous l'effet des contraintes

résiduelles, par cisaillement de ses lèvres, en mode mixte II et III. Le mode III est le mode de propagation prédominant. En ce mode, le facteur d'intensité de contraintes est pratiquement quatre fois plus important que celui résultant du mode II. Autrement dit, les contraintes résiduelles induites dans la matrice favorisent le mode mixte II et III. L'énergie mécanique est équitablement répartie entre les deux pointes de la fissure.

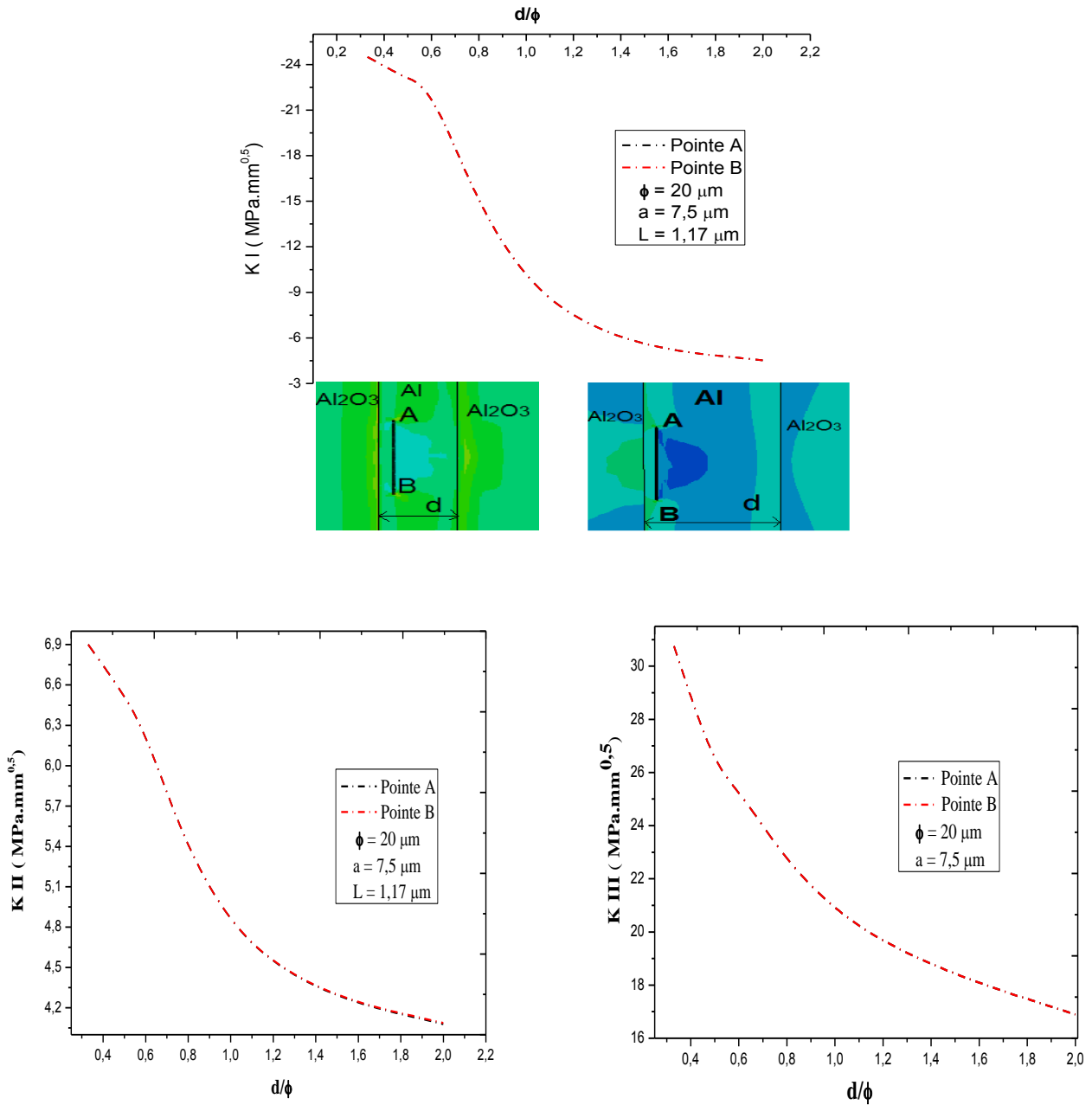


**Fig. V.4 :** Variation du facteur d'intensité de contraintes en fonction de la croissance de la fissure.

### 1.2.3. Effet de l'interdistance Fibre-fibre

L'interdistance "d" entre les fibres détermine indirectement la fraction volumique du renfort (fig. V.1). Cette dernière joue un rôle considérable sur le niveau et la répartition des contraintes internes. Dans ce qui suit, nous analysons son effet sur le comportement d'une fissure définie précédemment. Nous nous intéressons ici, qu'aux modes de rupture II et III, modes de propagation d'un tel défaut. Sur la figure V.5 est donnée la variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II en fonction de la distance séparant les fibres, définie ici par rapport à la taille du renfort  $\phi$ . l'analyse de cette figure montre qu'une disposition très rapprochée des fibres favorise l'instabilité, en mode mixte II et III d'une telle fissure.



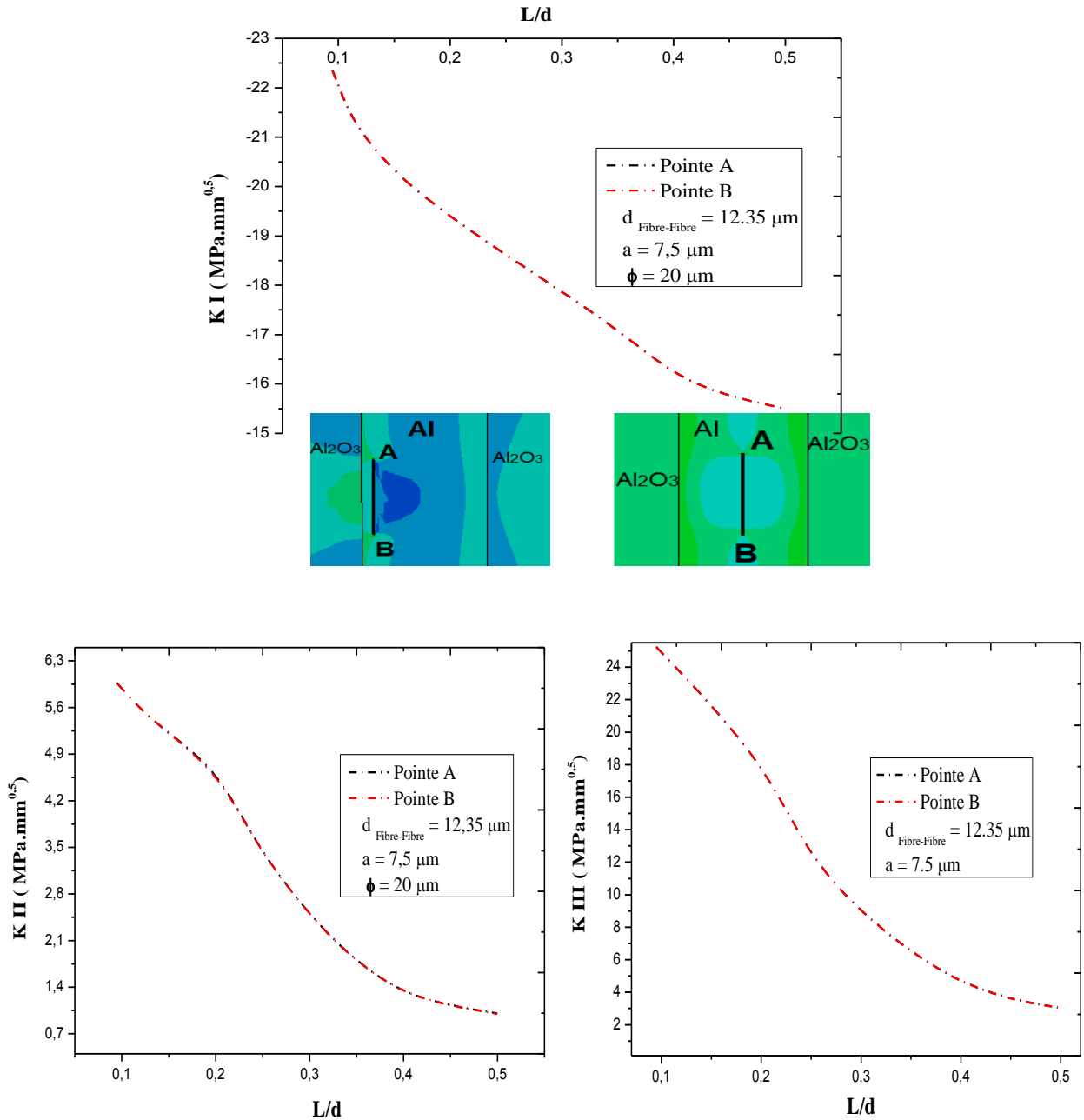


**Fig. V.5.** Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II et III en fonction de l'interdistance fibre-fibre.

#### 1.2.4. Effet de la distance fissure-interface

La position de la fissure, définie précédemment, par rapport à l'interface sur le facteur d'intensité de contraintes est analysée dans ce qui suit. Cette position, définie par "L", est caractérisée ici par rapport à la distance entre les fibres "d" (fig. V.1). L'effet de l'interdistance fissure-interface sur le facteur d'intensité de contraintes est montré dans la

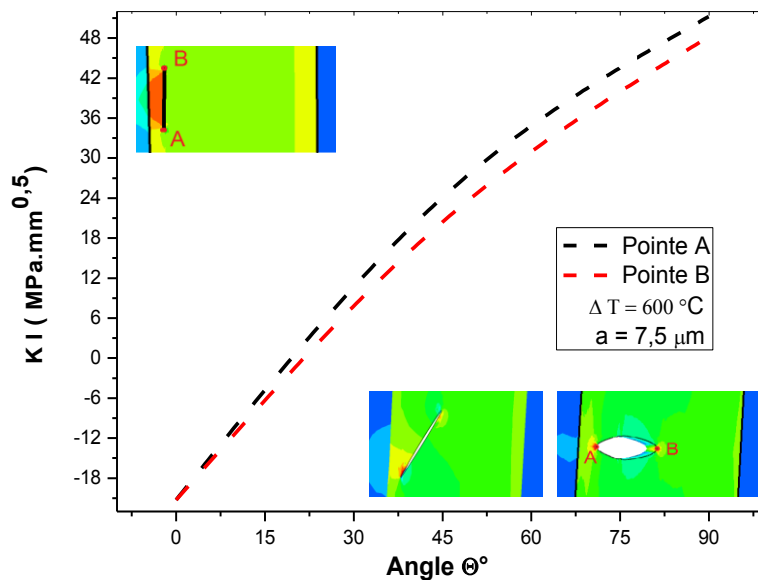
figure V.6. Cette figure montre qu'une telle fissure amorcée au cœur de la matrice est quasiment stable. Les facteurs d'intensité de contraintes en modes I, II et III sont pratiquement négligeables. Une tendance de cette fissure vers l'interface entraîne une augmentation de ces paramètres. Ceci indique clairement que les contraintes résiduelles sont intensivement localisées dans la matrice au voisinage très proche de l'interface. Ce qui explique les fortes valeurs obtenues de ces deux critères de propagation. Le risque de propagation est donc plus élevé lorsque la fissure est initiée près du renfort.



**Fig. V.6 :** Variation du facteur d'intensité de contraintes en modes II et III en fonction de l'interdistance fissure-interface.

### 1.2.5. Effet de l'orientation de la fissure

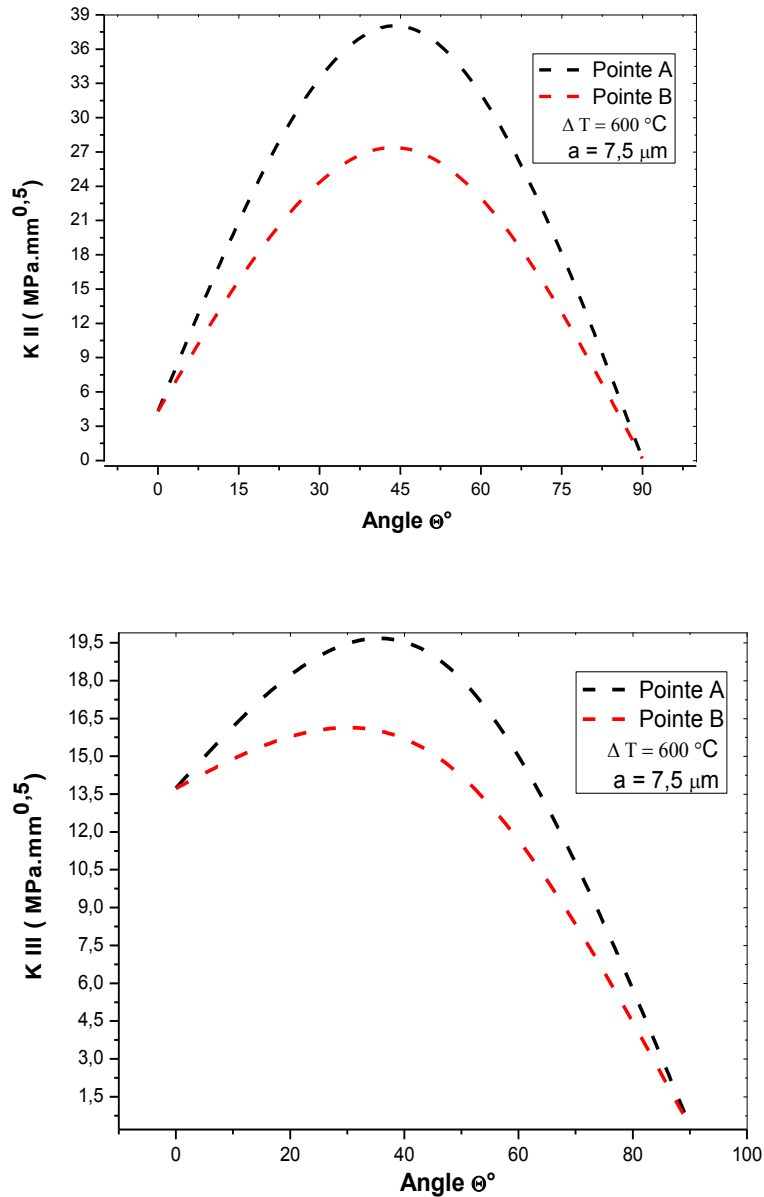
La fissure, définie précédemment, est orientée d'un angle noté  $\Theta$ , autour de sa pointe A, vers l'axe perpendiculaire à l'interface (figure V.1). L'objectif de cette étude partie du travail est d'analyser l'effet d'une telle orientation de la fissure sur ses modes de propagation. C'est à dire prédire le mode de propagation prédominant en fonction de l'orientation de la pointe B de la fissure. Les résultats ainsi obtenus sont illustrés sur la figure V.7. Cette dernière montre l'effet de l'orientation de la fissure sur le facteur d'intensité de contraintes en pointes A et B en mode d'ouverture (mode I). L'analyse de cette figure montre qu'une telle orientation favorise la propagation de ce défaut en mode I. Cette fissure initialement stable, critère de rupture négatif, devient de plus en plus instable lorsqu'elle tend vers l'axe perpendiculaire à l'interface. Il existe donc une orientation ( $\Theta=20^\circ$ ) au-delà de laquelle le mode I s'amorce.



**Fig. V.7 :** Variation du facteur d'intensité de contraintes en pointes A et B en mode I en fonction de l'orientation de la fissure.

Une orientation plus poussée de cette fissure favorise son développement par ouverture de ses lèvres. En modes II et III, les facteurs d'intensité de contraintes atteignent leur niveau maximum lorsque la fissure est orientée de  $45^\circ$  (figure V.8). Cette orientation délimite deux comportements de la fissure et ce quel que soit le front de fissuration, ce critère de rupture croît avec l'accroissement de l'angle d'inclinaison (pente à la courbe  $>0$ ), puis décroît (pente à la courbe  $<0$ ) lorsque cette inclinaison s'éloigne de  $45^\circ$ . Nos résultats

montrent clairement que d'une telle orientation de fissure résulte sa plus forte instabilité par cisaillement de ses lèvres (modes II et III). Ces modes de propagation se stabilisent au détriment du mode d'ouverture, lorsque la fissure s'oriente perpendiculairement à l'interface fibre-matrice.



**Fig. V.8 :** Variation du facteur d'intensité de contraintes en pointes A et B en mode II et III en fonction de l'orientation de la fissure.

Les résultats obtenus dans cette partie de travail montrent nettement que, sous l'effet des contraintes résiduelles d'origine thermique, le comportement d'une fissure, initiée dans la matrice, dépend de son orientation par rapport à l'interface: Une fissure parallèle se

propage par cisaillement de ses lèvres en modes II et III, une fissure orientée se développe en modes I, II et III. Le mode prédominant dépend donc de son orientation, faiblement orientée ( $\Theta \ll 45^\circ$ ,  $\Theta \Rightarrow 0^\circ$ ) se propage essentiellement en mode II et III (fig. V.9a), normalement orientée ( $\Theta = 45^\circ$ ) se développe en modes I, II et III (fig. V.9) et fortement orientée ( $\Theta \gg 45^\circ$ ,  $\Theta \Rightarrow 90^\circ$ ) préférentiellement en mode d'ouverture. C'est cette dernière orientation qui semble être la plus risquée, étant donné qu'elle favorise le mode de rupture le plus dangereux, le mode d'ouverture (fig. V.9c). Cette figure illustre que, lors de sa propagation par ouverture, cette fissure a tendance à pénétrer l'interface avec la fibre, l'ouverture de la fissure est plus prononcée que lorsque sa croissance se fait en mode mixte (fig. V.9b). Cette dernière montre que la propagation d'une fissure normalement orientée vers l'interface modifie le champ des contraintes locales.

### 2.2.7. Effet de la propagation de la fissure

#### a) Propagation de la matrice vers la fibre

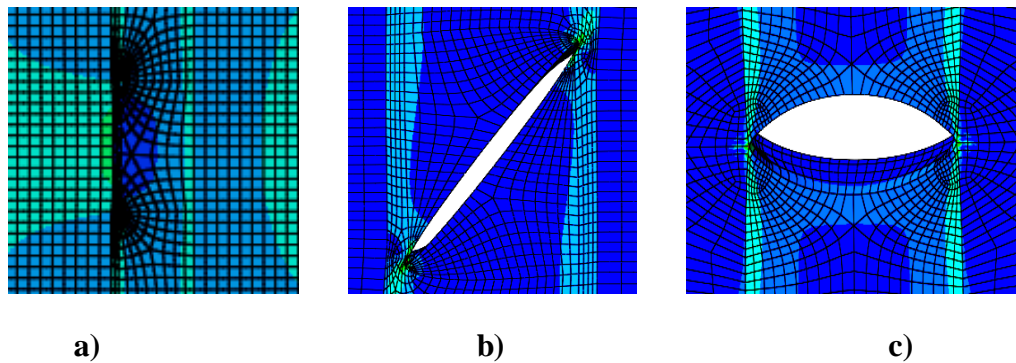
Pour une meilleure illustration de ce comportement des fissures, sur la figure V.10 est représentée la variation du facteur d'intensité de contraintes d'une fissure normalement orientée amorcée dans la matrice et se propageant en mode I. Cette figure montre clairement que la fissure est initialement instable lors de sa propagation dans la matrice. Les contraintes résiduelles de tension induites dans ce constituant agissent en tant que contraintes d'ouverture des fronts de fissuration. Le développement d'une telle fissure en mode de cisaillement II et III est indiqué sur la figure V.11 respectivement. Ces figures montrent qu'une fissure normalement orientée se propage préférentiellement, par cisaillement de ses lèvres (modes II et III). Une telle orientation de la fissure favorise sa propagation par cisaillement. En effet, de cette position résulte les contraintes de cisaillement les plus fortes.

Le comportement d'une fissure fortement orientée se propageant en mode d'ouverture de la matrice vers la fibre est donné par la figure V.9. L'analyse de cette figure montre la pénétration de cette fissure, préalablement instable dans la matrice, caractérisée par évolution du facteur d'intensité de contraintes avec l'avancée de ce défaut. Ce défaut a tendance beaucoup plus à s'ouvrir dans la direction des contraintes internes de tension sans pouvoir se propager (fig. V.9.c). C'est les contraintes internes engendrées dans l'interface fibre-matrice qui sont responsables de ce comportement.

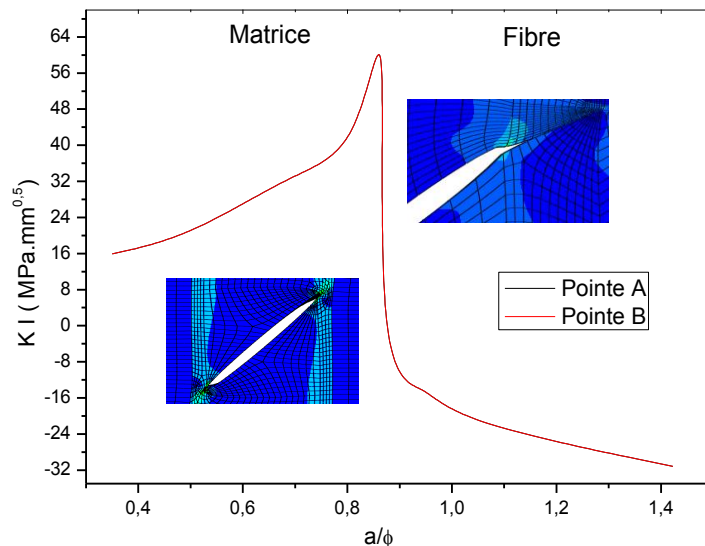
Cette fissure, en fonction de l'intensité de l'énergie mécanique aux fronts de fissuration

et de la résistance de l'interface, peut continuer sa propagation par simple ou double déviation vers l'interface conduisant au décollement fibre-matrice ou le niveau des contraintes de cisaillement est le plus important. De par les valeurs négligeables des facteurs d'intensité de contraintes obtenues, la probabilité de croissance de cette fissure en mode de cisaillement est quasiment nulle (fig. V.9).

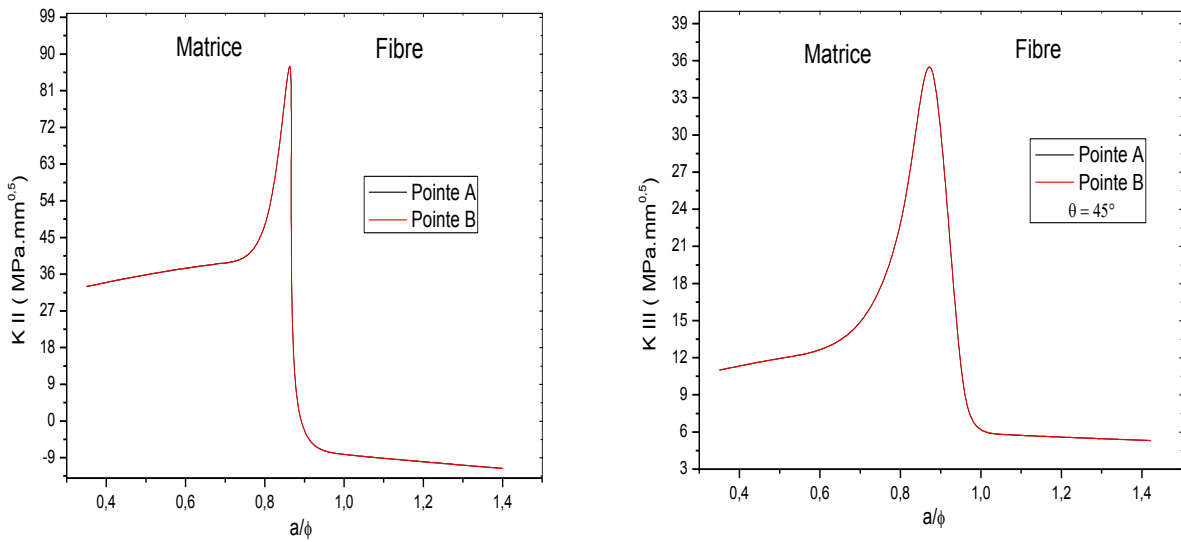
Pour une meilleure illustration de ce comportement, sur la figure V.12 est représentée la variation du facteur d'intensité de contraintes d'une fissure normalement orientée amorcée dans la matrice et se propageant en mode I vers la fibre. Cette figure montre clairement que lors de sa pénétration par ouverture dans le renfort, cette fissure, initialement instable dans la matrice, est totalement freinée. Les valeurs négatives de ce facteur en mode I sont caractéristiques d'un tel comportement (freinage).



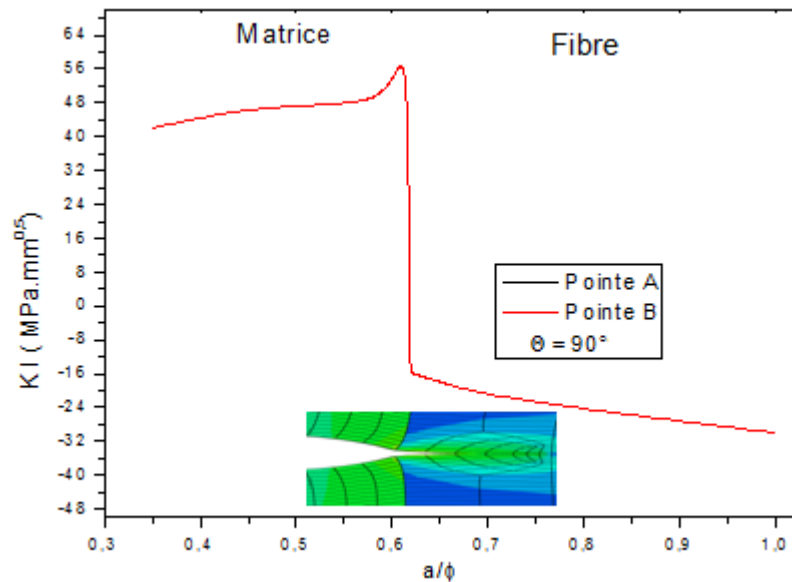
**Fig. V.9 :** Effet de l'orientation de la fissure sur son comportement en croissance.



**Fig. V.10 :** Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I d'une fissure matricielle normalement orientée en fonction de sa propagation,  $\theta=45$



**Fig. V.11 :** Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II et III d'une fissure matricielle normalement orientée en fonction de sa propagation,  $\theta=45^\circ$ .

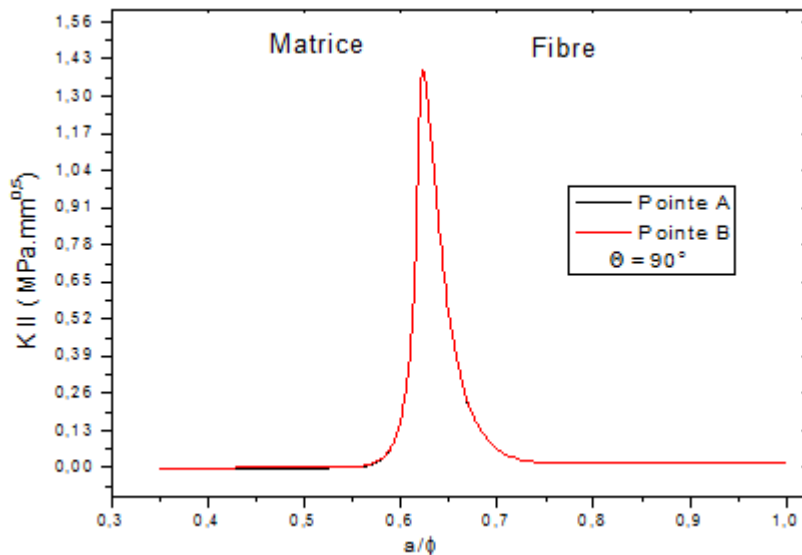


**Fig. V.12 :** Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I d'une fissure matricielle préférentiellement orientée en fonction de sa propagation vers la fibre,  $\theta=90^\circ$ .

Les contraintes résiduelles de compression induites dans ce constituant agissent en tant que contraintes de fermeture des fronts de fissuration. Le développement d'une telle fissure en mode de glissement II est indiqué sur la figure V.13 respectivement montre qu'une fissure normalement orientée se propage préférentiellement, dans le renfort, par cisaillement de ses lèvres (modes II). Une telle orientation de la fissure favorise sa pénétration dans la fibre. Par cisaillement. En effet, de cette position résulte les contraintes

de cisaillement les plus fortes.

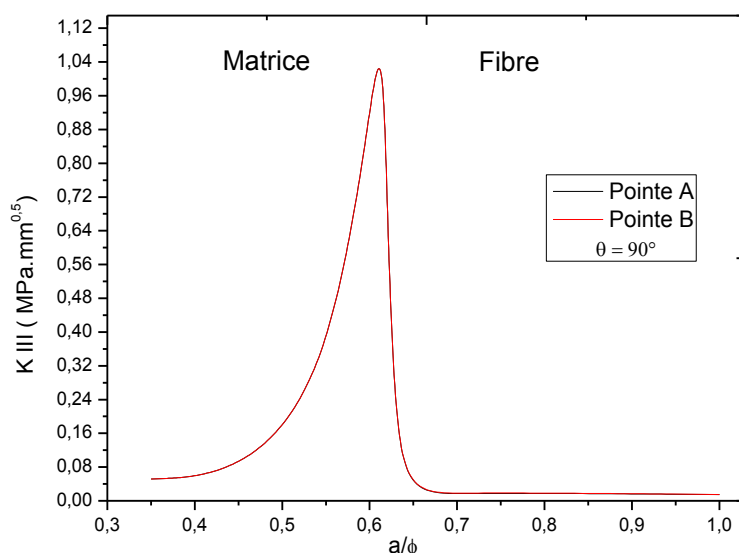
Le comportement d'une fissure fortement orientée se propageant en mode d'ouverture de la matrice vers la fibre est donné par la figure V.9. L'analyse de cette figure montre que la pénétration de cette fissure, préalablement instable dans la matrice, caractérisée par évolution du facteur d'intensité de contraintes avec l'avancée de ce défaut, en mode d'ouverture dans la fibre est arrêtée. Les contraintes internes dans ce composant engendrent la fermeture des fronts de fissuration.



**Fig. 13.** Variation du FIC en mode II d'une fissure matricielle préférentiellement orientée en fonction de sa propagation vers la fibre,  $\theta=90^\circ$ .

Ceci montre clairement qu'un tel défaut ne peut pénétrer en mode I le matériau de renfort. Ce défaut a tendance beaucoup plus à s'ouvrir dans la direction des contraintes internes de tension sans pouvoir se propager (fig. V.9c.). C'est les contraintes internes engendrées dans les fibres sont responsables de ce comportement. Cette fissure, en fonction de l'intensité de l'énergie mécanique aux fronts de fissuration et de la résistance de l'interface, peut continuer sa propagation par simple ou double déviation vers l'interface conduisant au décollement fibre-matrice ou le niveau des contraintes de cisaillement est le plus important. De par les valeurs négligeables des facteurs d'intensité de contraintes obtenues, la probabilité de croissance de cette fissure en mode de cisaillement est quasiment nulle (fig. V.13 et V.14).



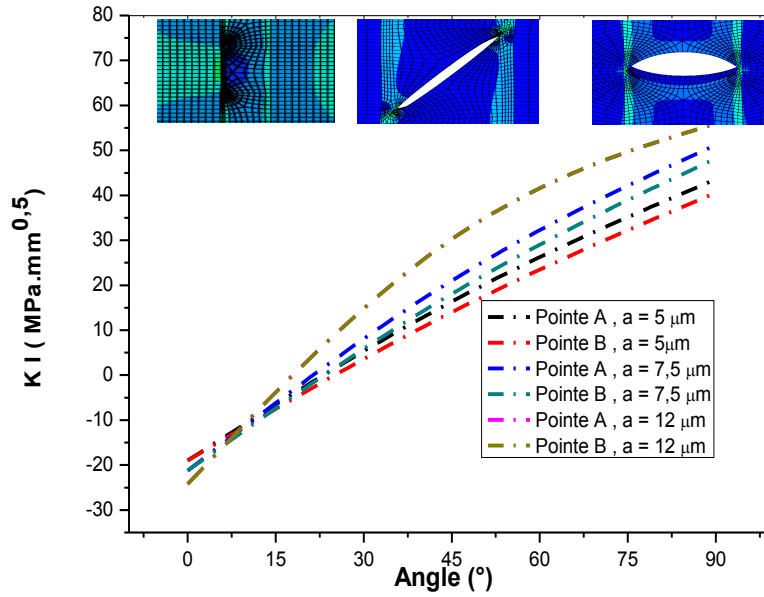


**Fig. V.14 :** Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode III d'une fissure matricielle préférentiellement orientée en fonction de sa propagation vers la fibre,  $\theta=90^\circ$

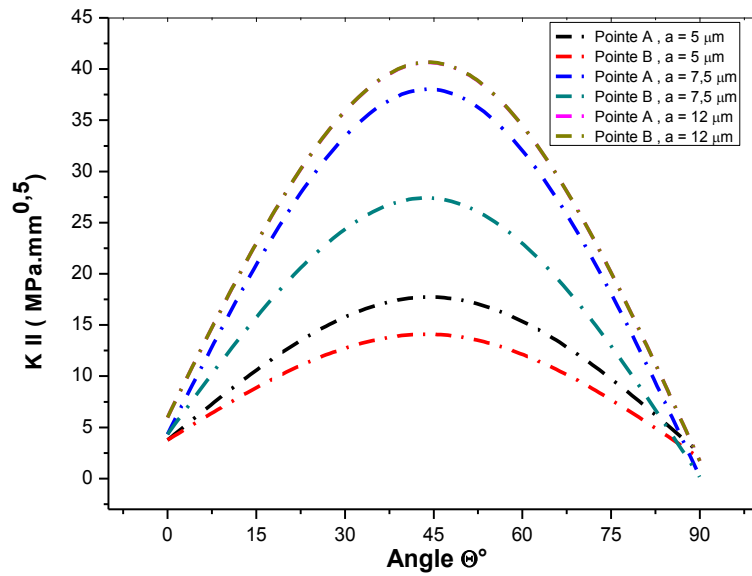
*b) Propagation dans la matrice*

Dans ce qui suit, une analyse de la propagation du front B de la fissure, définie précédemment, de la matrice vers la l'interface a été menée. Les résultats ainsi obtenus sont représentés sur les figures V.15, V.16 et V.17 Ces dernières montrent la variation du facteur d'intensité de contraintes en modes I, II et III respectivement en fonction de la croissance de la fissure et de son orientation. L'intensification de ces facteurs observée est due non seulement à l'avancée de ce front de fissuration mais également au niveau du champ de contraintes résiduelles. En effet, ce niveau croît continuellement du cœur de la matrice vers l'interface avec la fibre pour atteindre son maximum. La fissure se développe donc dans un tel champ de contraintes non uniforme ce qui conduit à une intensification progressive de ces critères de rupture en pointe de fissure mobile, et ce quel que soit son mode de croissance.

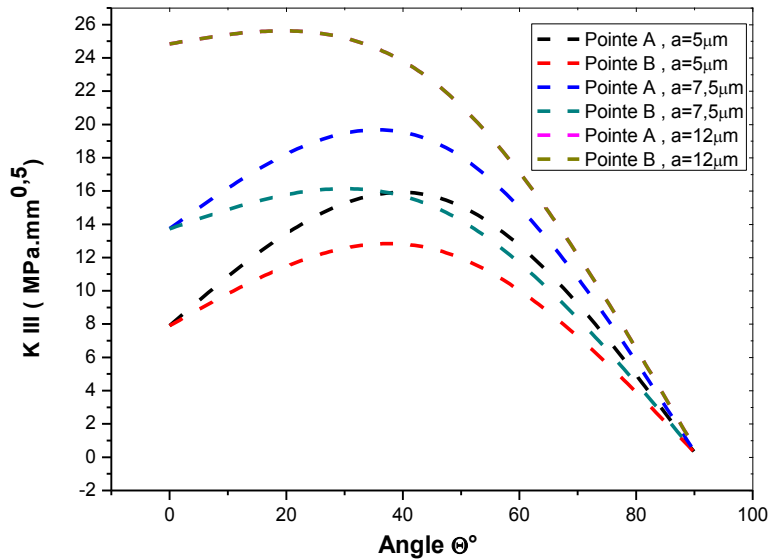
Une tendance de ce front de fissuration vers le renfort conduit à une tendance du facteur d'intensité de contraintes vers celui résultant de la tête de fissure immobile, notée ici A. Ce qui entraîne une superposition de ces paramètres de ruptures résultant de ces deux fronts de fissure. Ceci montre clairement que ces fronts se propagent dans la matrice soumise à un même niveau de contrainte résiduelle d'origine thermique non homogène. Ce comportement est observé quelle soit l'orientation de la fissure.



**Fig. V.15 :** Variation du facteur d'intensité de contrainte en mode I en condition de la propagation de la pointe B d'une fissure et de son orientation.



**Fig. V.16 :** Variation du facteur d'intensité de contrainte en mode II en condition de la propagation de la pointe B d'une fissure et de son orientation.



**Fig. V.17 :** Variation du facteur d'intensité de contrainte en mode III en condition de la propagation de la pointe B d'une fissure et de son orientation.

### 2.3. Composite à matrice organique (Epoxy/C)

#### 2.3.1. Effet de la taille de la fissure

##### a) Chargement Thermique

Afin de compléter l'étude du comportement de fissure dans la matrice, Une autre étude est faite sur un composite à matrice Epoxy renforcée par des fibres en Carbone. La variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I, II et III aux fronts de fissure A et B (figure V.1) dépend de l'intensité du champ des contraintes résiduelles traversé par ces deux fronts. Une fissure amorcée dans la matrice parallèlement à la fibre se propage, dans cette direction, en mode mixte II et III par glissement de ses lèvres de fissure. Les contraintes résiduelles de tension, induites dans la matrice, agissent, en mode I, en tant que contraintes de fermeture, comme le montre la figure V.18.

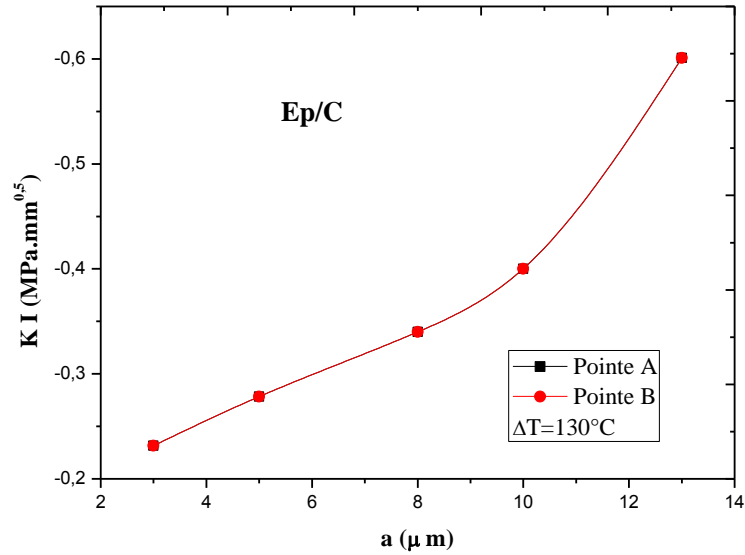


Fig. V.18 : Variation du FIC en mode I en fonction de la propagation de la fissure.

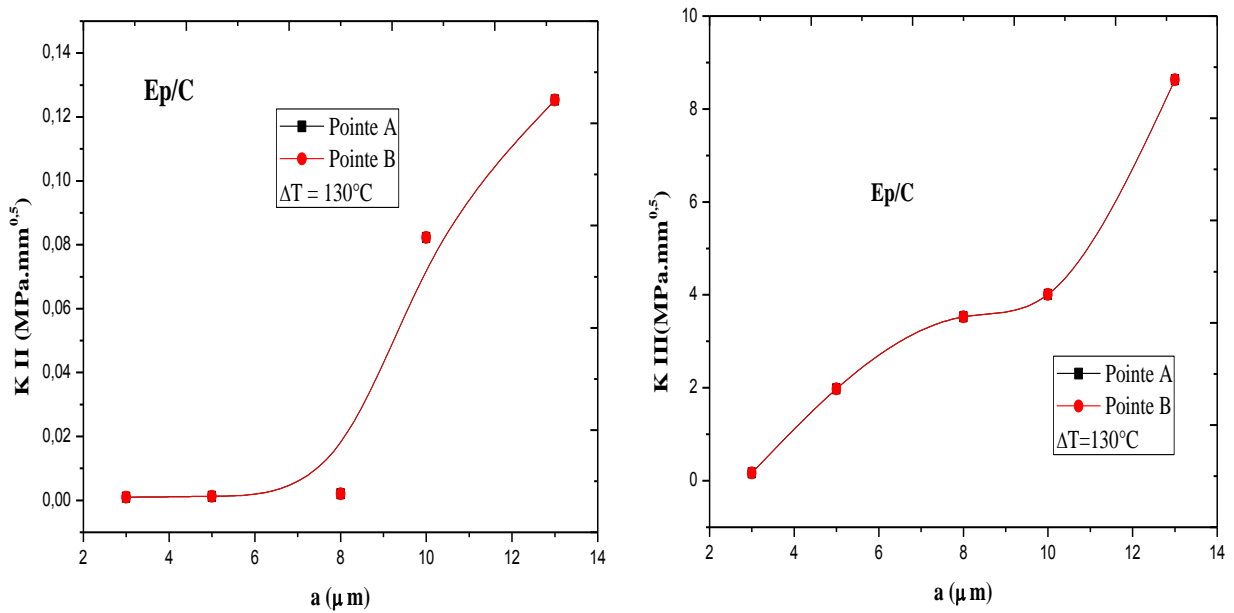
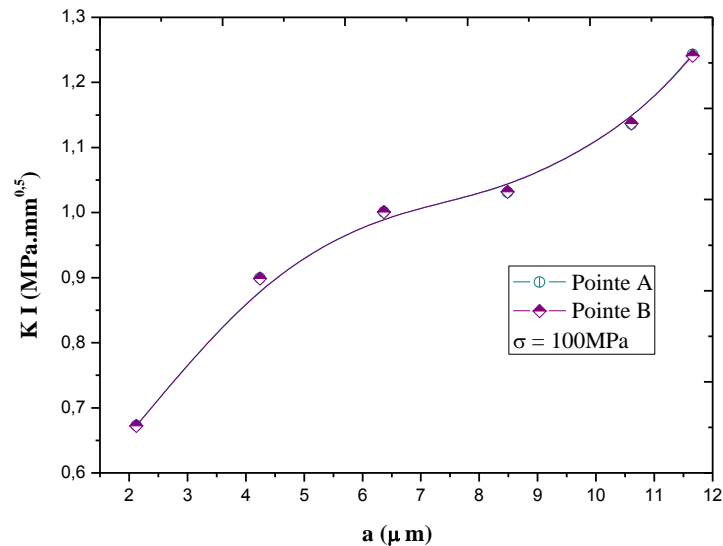


Fig. V.19 : Variation du FIC en mode II et III en fonction de la taille de la fissure.

b) *Chargement Mécanique*

Une fissure initiée dans la matrice d'Epoxy, se propage vers le renfort céramique en modes I. Le mode prédominant d'une telle fissure dépend de son orientation par rapport à l'interface. Sa cinétique de propagation est étroitement liée à sa taille et à l'intensité du champ de contraintes traversé par les fronts de fissuration. Les résultats obtenus montrent

que la présence de contraintes résiduelles favorise le risque de rupture de la matrice. Ce risque est défini ici par la cinétique de propagation de fissure en termes de variation des facteurs d'intensité en modes I. Ces contraintes pouvant être intensifiées par la présence de défauts, tels que l'interface qui constitue un risque majeur pour la ruine du composite. Cette dernière est d'autant plus probable que ces contraintes internes d'origine thermique sont ajoutées aux contraintes de mises en service.



**Fig. V.20 :** Variation du FIC en mode I en fonction de la propagation de la fissure pour un chargement mécanique.

## Références chapitre V

- [1] ABAQUS, User's Manual, 6.5, Hibbit, Karlsson & Sorensen Inc.F.
- [2] B. Serier, B. Bachir Boudjra, M. Belhouari "Finit element analysis of bimaterial interface notch crack behaviour" J. Computational Materials Science, Vol. 27 (2003), Pages 517–522.
- [3] B. Boutabout B. Serier, B. Bachir Boudjra & D. Tréheux "Junction Ni/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> elaborated by thermocompression : Determination of thermal residual stresses " Journal Mechanics of advanced Material and Structures, Vol. 11 (2004), Pages 93–107.
- [4] Geniaut Samuel. (2012) Calcul des facteurs d'intensité des contraintes. [http://www.codeaster.org/doc/v12/fr/man\\_r/r7/r7.02.08.pdf](http://www.codeaster.org/doc/v12/fr/man_r/r7/r7.02.08.pdf)

## Chapitre VI

### Comportement de fissures Interface-Fibre.

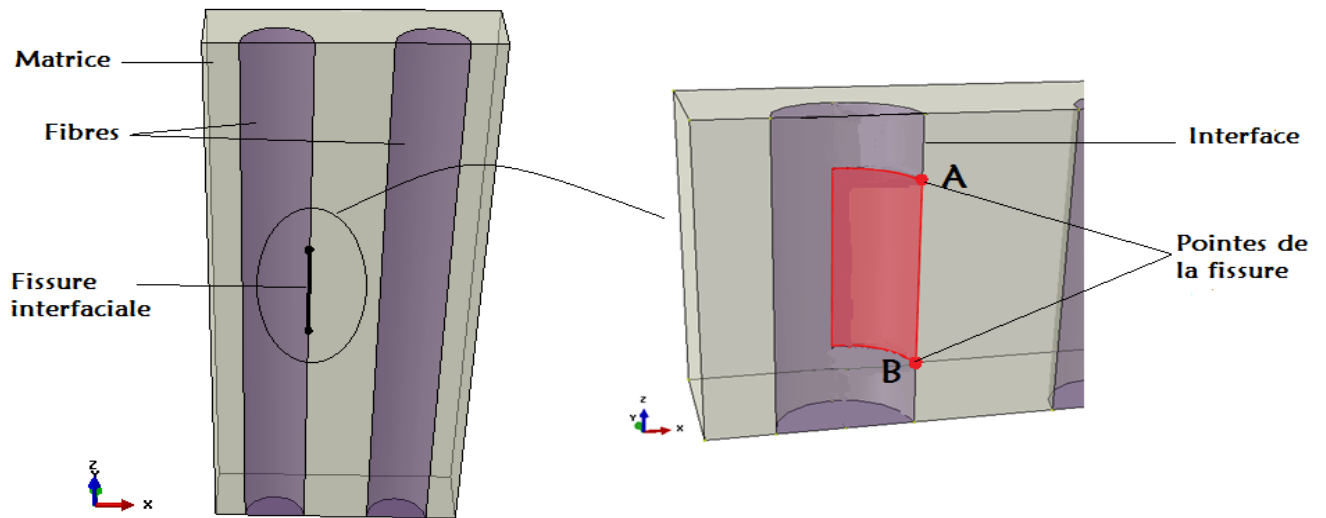
#### *1ère Partie* Comportement de fissure interfaciale.

##### **VI.1 Effet de la taille de la fissure interfaciale**

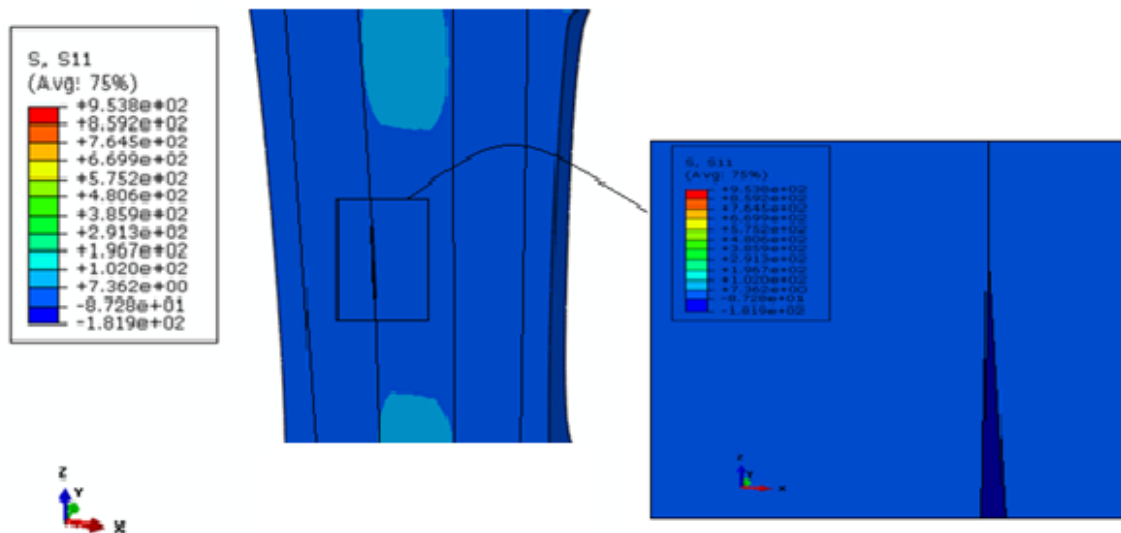
L'effet des contraintes de mise en service sur le comportement de fissures, initiées à l'interface d'un composite à matrice métallique (Al/  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) [1] et un autre composite à matrice organique (Ep/C), est étudié. L'analyse en termes de variation de facteur d'intensité de contraintes, d'une fissure de taille "a" amorcée à l'interface Fibre/Matrice comme le montre la figure VI.1.a. Cette structure fissurée est soumise à des efforts de compression uniaxiale. Pour ce faire, des efforts opposés de compression uniaxiale ont été appliqués perpendiculairement à l'axe des « x ».

## Comportement de fissures à l'interface et la fibre.

La figure VI.1.b, représente la distribution des contraintes circonférentielles par ces efforts, au voisinage proche du front de fissuration. On observe que ces contraintes mécaniques sont importantes à la pointe de la fissure. Les analyses montrent que l'augmentation de la longueur de la fissure et la charge appliquée a pour effet d'élever la croissance de ces contraintes.



a)



c)

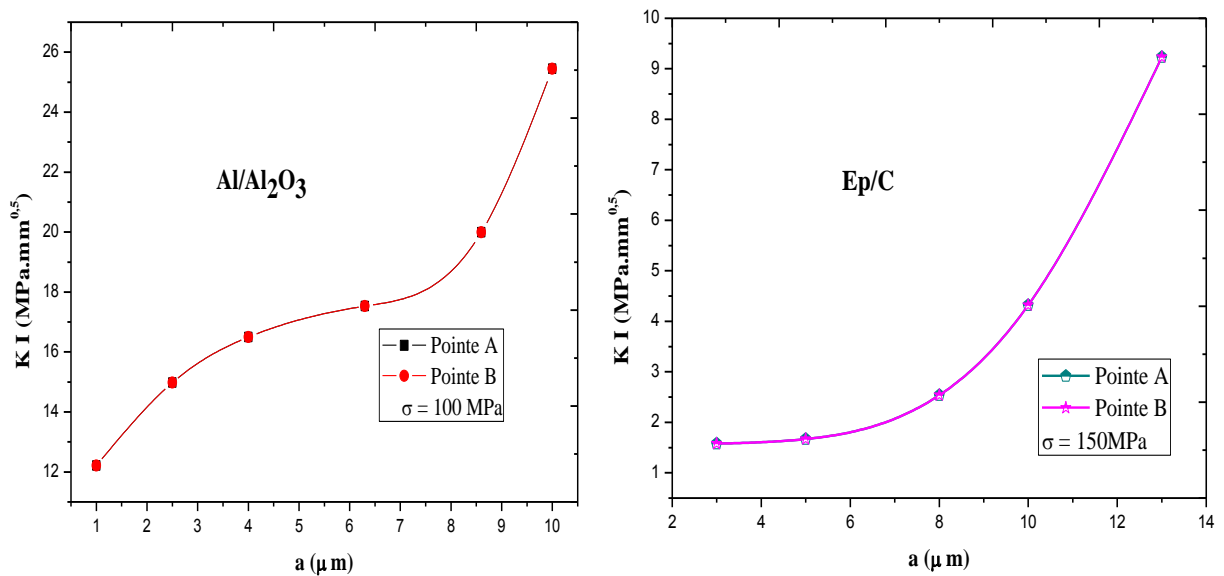
**Fig. VI.1 :** a) Le modèle analysé, b) Répartition des contraintes de taille  $a = 10 \mu\text{m}$  et soumise à des efforts de compression :  $\sigma = 150\text{MPa}$ .

Pour une meilleure représentation de ce développement, sur les figures VI.3, V.4 et VI.5, est illustrée la variation des facteurs d'intensité de contraintes en mode d'ouverture KI et en mode mixte KII et KIII en fonction de la taille de la fissure interfaciale. Ces



figures montrent clairement qu'il existe une taille du défaut supérieur à  $8 \mu\text{m}$ , au-delà de laquelle ces facteurs semblent insensibles à l'avancée de la fissure. Ces facteurs croissent puis restent quasiment constant avec l'avancée de la fissure. Ce comportement est d'autant plus accentué que la structure fissurée a un défaut de fissuration plus important. Les résultats donnés par les figures VI.4 et VI.5 indiquent nettement qu'un tel défaut de fissuration se propage essentiellement en mode mixte (modes I).

Les résultats obtenus sur la figure VI.2 représentent la variation du facteur d'intensité de contraintes en mode d'ouverture (mode I) en fonction de la contrainte appliquée pour les deux composites ( $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ) et ( $\text{Ep}/\text{C}$ ). L'analyse de cette figure montre clairement que ce critère de rupture est d'autant plus important que la taille de la fissure soit plus accentuée.



**Fig. VI.2.** Variation du facteur d'intensité de contraintes  $K_I$  en fonction de la taille de fissure interfaciale et de l'amplitude du chargement appliqué.

La fissure interfaciale est d'autant plus instable que l'amplitude des efforts de compression appliqués est plus significative. Nos résultats montrent qu'une telle fissure se propage en mode d'ouverture pure. En effet, les valeurs du facteur d'intensité de contraintes en modes de cisaillement (modes II et III) sont aussi marquées comme le montrent les figures VI.3 et VI.4. Etant donné que la contrainte appliquée sur la matrice et la fibre exerce à ouvrir les lèvres de fissure. La cinétique de propagation est proportionnelle à l'effort mécanique sollicité tout au tant qu'à la taille de la fissure.

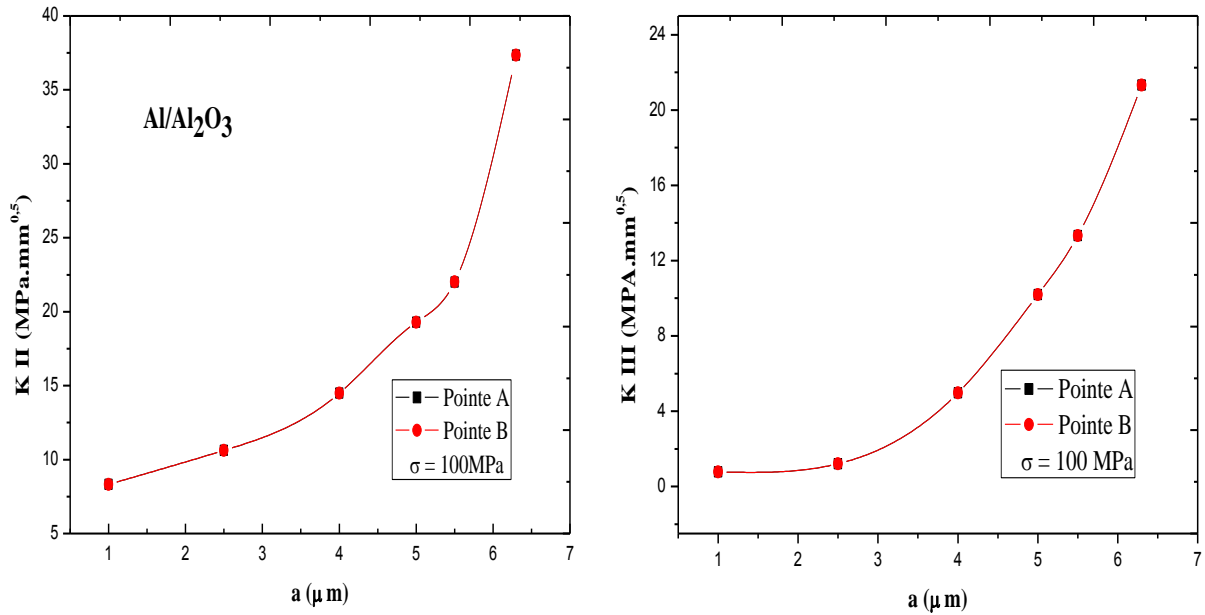


Fig. VI.3 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II et III en fonction de la taille de fissure interfaciale : Al/ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

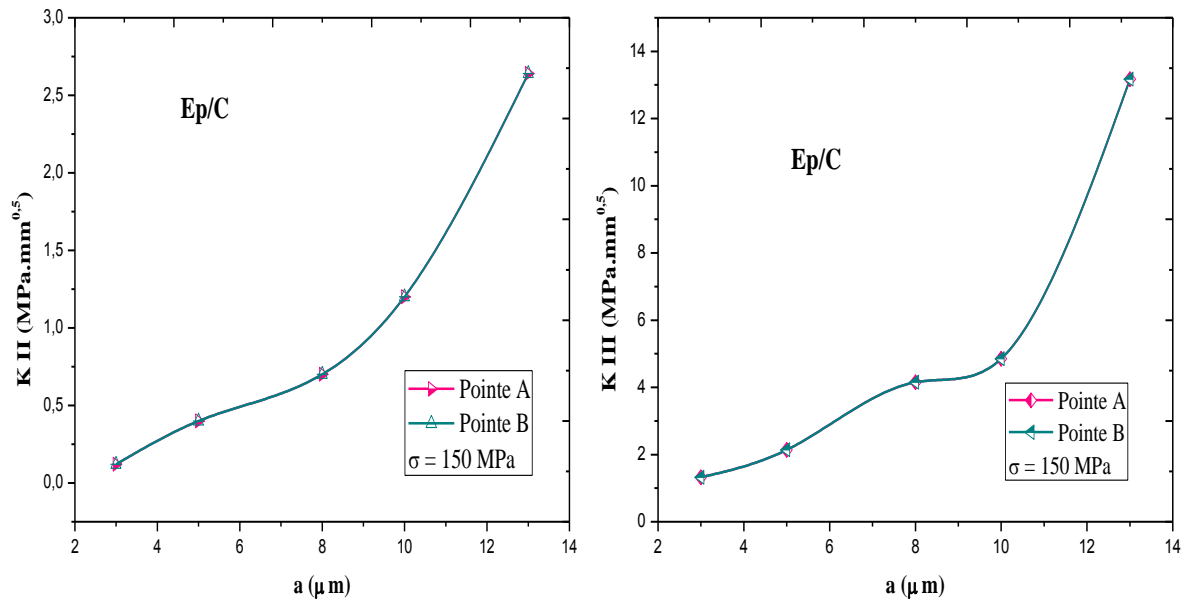


Fig. VI.4 : Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II et III en fonction de la taille de fissure interfaciale : Ep/C.

D'après les résultats obtenus, on remarque que les valeurs du FIC pour une fissure interfaciale du composite Epoxy/Carbone est moins importantes comparativement aux valeurs du FIC du composite à matrice d'Aluminium renforcé par des fibres en Alumine,

en raison, des propriétés physique et mécaniques différentes des deux matériaux. Ce qui entraîne la propagation de la fissure interfaciale dans le composite à matrice métallique.

### VI.2. Effet du chargement thermique

Dans cette partie du travail, l'effet de la température d'élaboration des matériaux composites à matrices métallique et organique sur le comportement d'une fissure, amorcée à l'interface fibre-matrice, a été étudié. La température d'élaboration des composites est un paramètre fondamental de l'adhérence mécanique de l'interface, elle gouverne l'écoulement de l'aluminium et contrôle son incrustation sur les défauts de rugosité de l'alumine [2]. Sur la figure VI.5 est représentée la variation du FIC au front de ce défaut de fissuration en mode d'ouverture. Cette figure montre que plus cette température est élevée, plus la fissure interfaciale est plus instable en mode II et III et l'absence du mode d'ouverture.

Le matériau composite à matrice d'Aluminium, est soumis à des contraintes internes fortement localisées au niveau de son interface. Les deux constituants du composite (matrice et fibre) sont soumis à des contraintes résiduelles d'origine thermique. Ces contraintes sont d'autant plus intenses que la température de mise en œuvre est élevée; la température de mise en œuvre est un paramètre physique déterminant pour la durabilité des matériaux composites. Il conditionne le niveau et la répartition des contraintes résiduelles d'origine thermique. En effet, le facteur d'intensité de contraintes en mode de cisaillement est d'autant plus important que la température d'élaboration est plus élevée. L'effet de cette température sur le comportement d'une fissure interfaciale est illustré sur la figure VI.5.

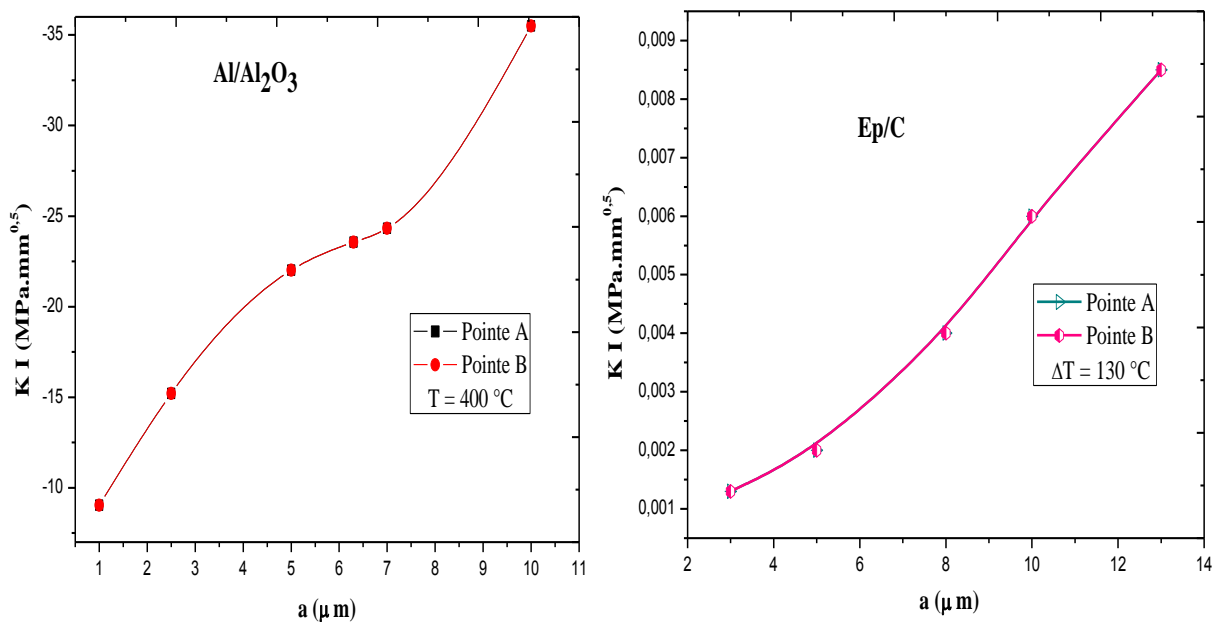
Sur la figure VI.6 est illustrée l'influence de la température de cet assemblage sur le facteur d'intensité de contraintes en mode II. Comparativement au mode I, les valeurs de ce critère de rupture sont plus importantes et ce quelle que soit la température. Ce sont les contraintes résiduelles à l'interface, de tension dans la matrice métallique et de compression dans la fibre en céramique qui est responsables d'un tel comportement. En effet, ces contraintes, étroitement liées à l'écart de température  $\Delta T$ , sollicitent plus fortement l'interface en cisaillement. Ce qui explique la propagation supérieure en mode II.

En mode III, les valeurs du facteur d'intensité de contraintes sont comparables à celles du mode II (fig. VI.6). Ce mode de rupture est d'autant plus marqué que la taille de la

fissure est plus favorisée. Nos résultats montrent clairement qu'une fissure initiée à l'interface fibre-matrice se propage, sous l'effet des contraintes internes induites dans la fibre et la matrice, en modes mixtes (modes II et III). Cette propagation est d'autant plus instable que ce composite est soumis à des températures élevées.

De part et d'autre, les fissures interfaciales d'un composite sollicité à un chargement thermique sont initiées au cours du processus d'élaboration en raison de l'écart de rigidité et du coefficient de dilatation thermique entre la fibre et la matrice. Cette différence fragilise l'adhésion entre ces deux constituants et par conséquent favorise l'amorçage de fissures interfaciales.

Les résultats obtenus dans cette étude montrent qu'une fissure initiée à l'interface se propage en modes mixte II et III. Ceci est dû à la nature des états de ces contraintes d'origine thermique. On peut déduire qu'il est nécessaire d'optimiser la température d'élaboration afin de réduire les contraintes résiduelles, responsables de l'instabilité du défaut de fissuration et d'assurer une bonne tenue mécanique de l'interface.



**Fig. VI.5 :** Variation du FIC en fonction de la taille de la fissure en mode I.

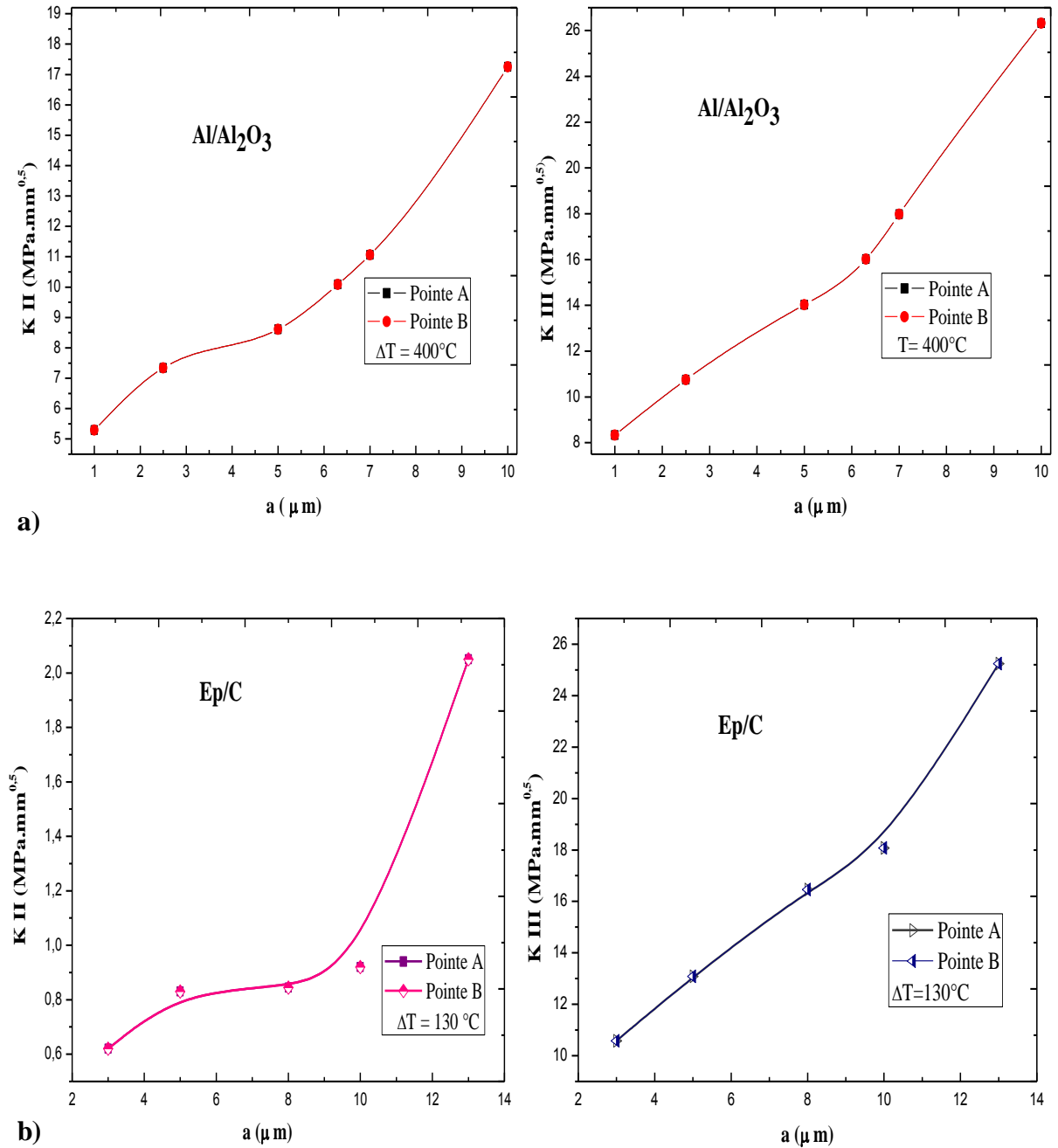


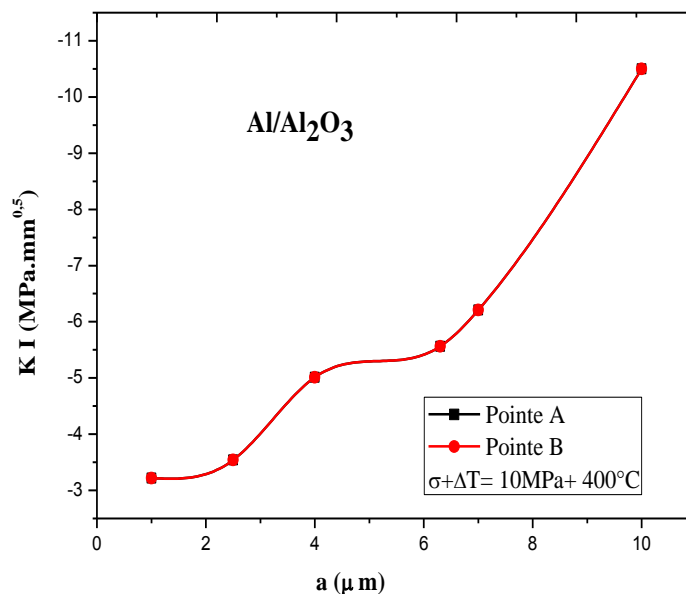
Fig. VI.6 : Variation du FIC en fonction de la taille de la fissure en mode mixte II et III.

### VI.3. Chargement thermomécanique

Dans ce cas, nous analysons l'effet combiné des deux chargements mécanique et thermique, étudiés précédemment séparément, sur le comportement d'une fissure amorcée à l'interface entre la céramique et le métal. Ce type de chargement simule le phénomène

additionnel des contraintes résiduelles d'origine thermique aux contraintes de mise en service des matériaux composés de ces deux constituants. Autrement dit, une superposition des deux facteurs d'intensité de contraintes résultant de l'application des contraintes d'origine mécanique et d'origine thermique.

Les résultats obtenus à partir de cette analyse sont représentés sur la figure 13. Cette dernière illustre l'influence de cette superposition d'énergies mécanique et thermique sur ce critère de rupture en mode d'ouverture. On constate que ce type de chargement favorise la croissance de la fissure en mode I. On notera cependant, que, comparativement à l'application individuelle de chacun de ces deux chargements, leur application simultanée accélère la cinétique de propagation de cette fissure. Cette accélération est définie en termes d'augmentation du facteur d'intensité de contraintes. La croissance de la fissure par cisaillement de ses lèvres, modes II et III, est très peu sensible au chargement combiné (fig. VI.7). En effet, les valeurs des facteurs d'intensité de contraintes en ces deux modes sont comparables à celles résultant d'un chargement thermique individuel.



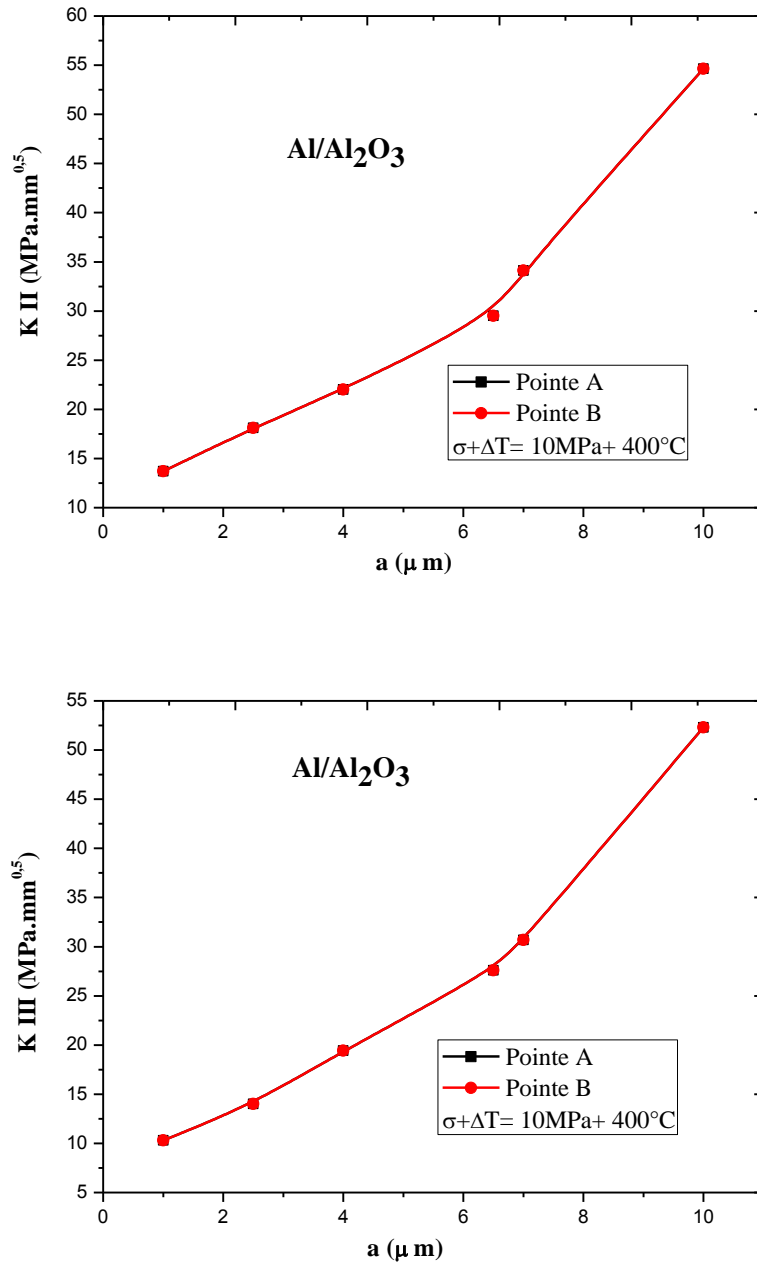


Fig. VI.7 : Influence de l'intensité de l'effet combiné charge thermique-charge mécanique sur le FIC.

## ***2eme Partie* Comportement de fissures dans la fibre.**

### **VI.4. Effet d'interaction fissure-fissure (Interface/Fibre)**

L'élaboration des matériaux composites à des températures relativement élevées induit, dans ces deux constituants près de leur interface, des contraintes résiduelles mettant la fibre en compression et la matrice en tension. Les résultats de l'analyse du comportement d'une fissure initiée dans la fibre et perpendiculaire à l'interface (mobile) en présence d'une autre fissure située à l'interface (stable) sont indiqués sur la figure VI.8.

Dans cette partie de l'analyse, l'effet d'une fissure existante sur la propagation de la fissure a été étudié ci-dessous. On a donc considéré l'existence d'une micro fissure à l'interface matrice/fibre de taille  $6\ \mu\text{m}$  (figure VI.8). La figure VI.9 montre la répartition de la contrainte résiduelle au niveau de l'interface et la fibre. Comme considéré que les très grandes contraintes se produisent aux deux pointes de fissures et plus importante dans le



front qui est près de la fissure interfaciale.

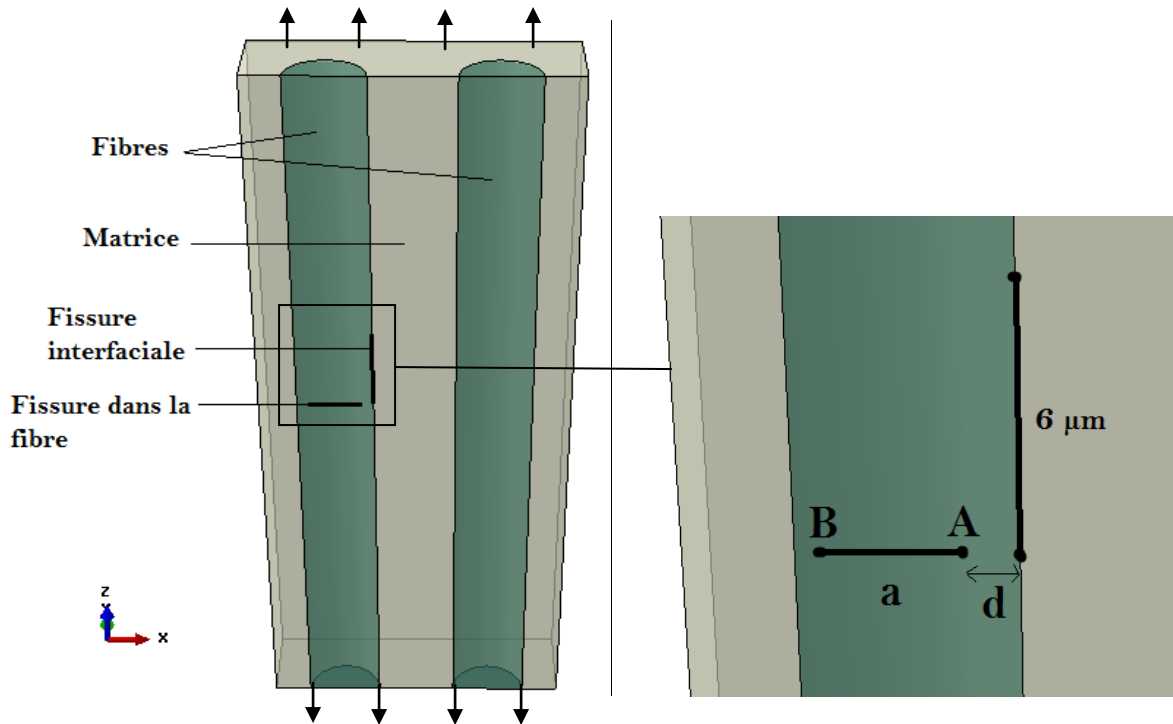


Fig. VI.8 : Modèle composite analysé.

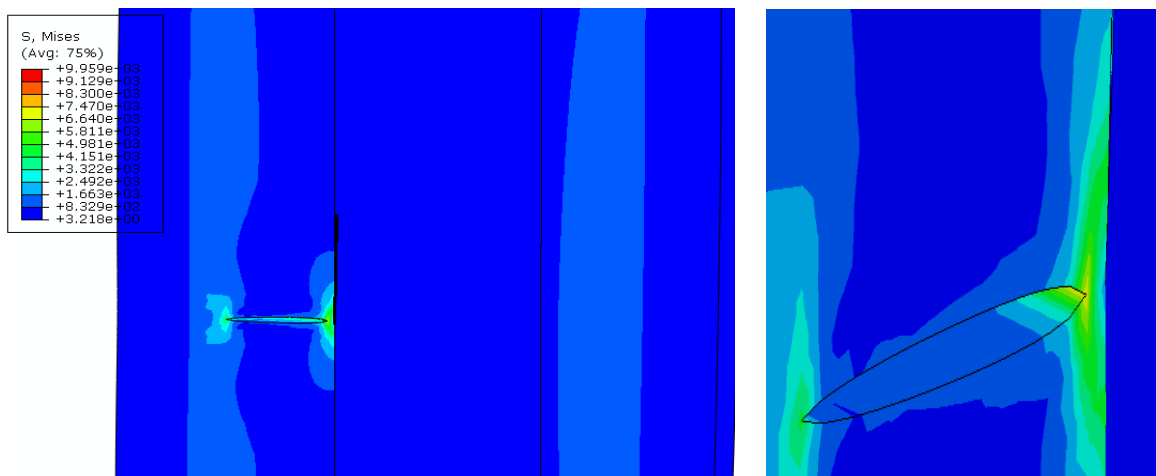


Fig. VI.9 : Répartition des contraintes résiduelles dans le composite: présence de deux fissures alignées dans la matrice.

La figure VI.10 montrent que la variation du facteur d'intensité de contrainte KI, KII et KIII par rapport à la fissure d'interface. La courbe de KI est obtenue pour une charge mécanique appliquée de 150 MPa. Les valeurs indiquent clairement que KII et KIII sont pratiquement insensibles à une telle fissure. D'une autre manière, on peut dire que d'une

telle position de la fissure résulte un facteur en mode d'ouverture pur (Mode I) dont les valeurs du mode mixte (II et III) sont négligeables (Fig.VI.11) loin de l'interface et paraîtront au fur et à mesure que le front de la fissure qui se situ dans la fibre se rapproche de l'interface.

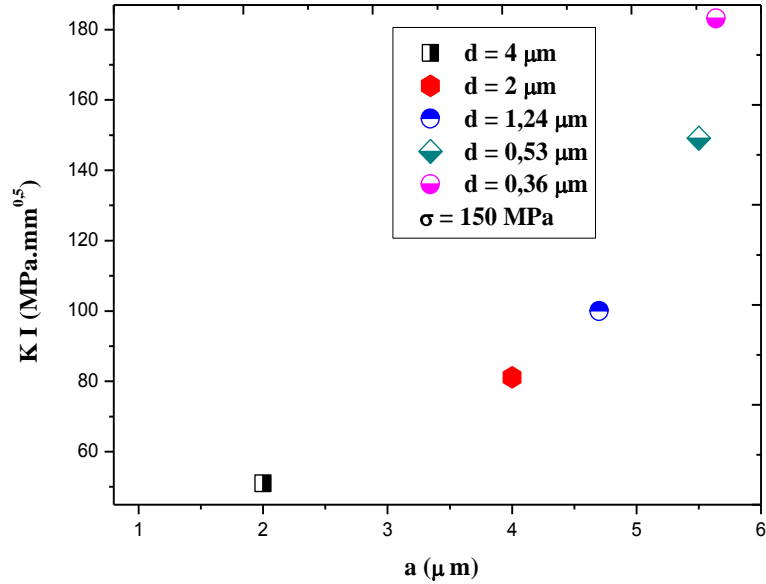


Fig. VI.10 : Variation des facteurs d'intensité de contrainte en mode (I) en fonction de la taille de la fissure pour le composite Ep/C.

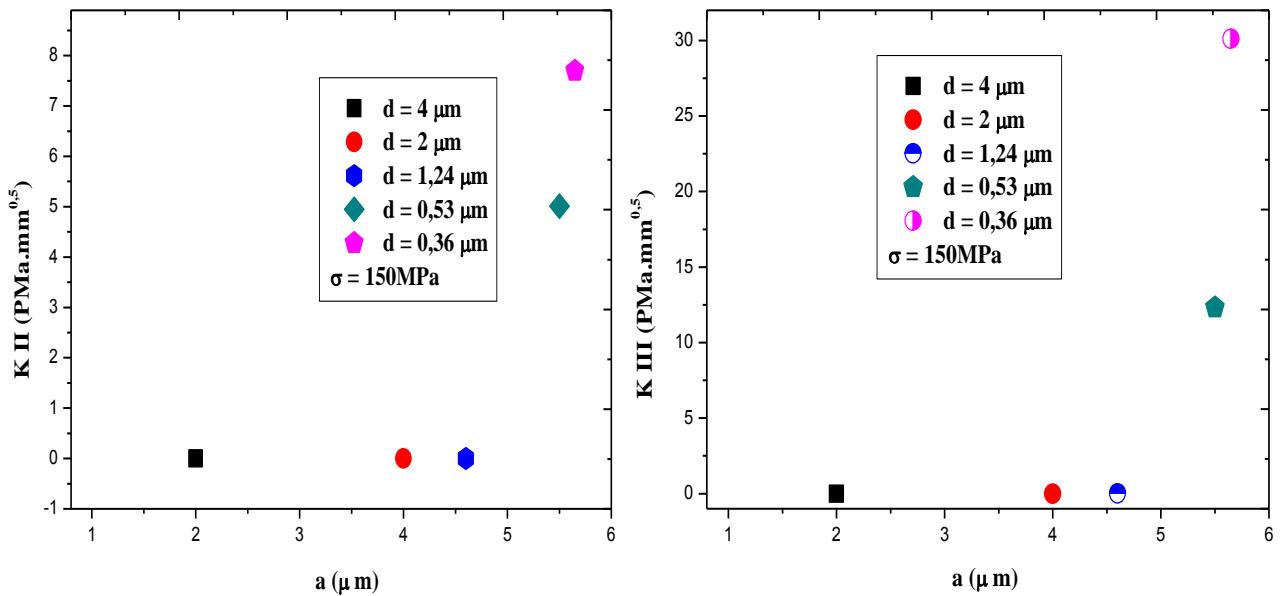


Fig. VI.11 : Variation du FIC en fonction de la distance Fissure-Fissure en mode mixte II et III, Ep/C.

### VI.5. Effet de l'orientation de la fissure dans la fibre

Dans cette partie du travail, l'effet de l'orientation d'une fissure, amorcée dans la fibre en Carbone, inclinée par rapport à l'interface et soumise à des contraintes résiduelles, sur le facteur d'intensité de contraintes en mode a été mis en évidence. Ces orientations sont incluses entre deux positions extrêmes : parallèle à l'interface ( $\theta = 0^\circ$ ), perpendiculaire à l'interface ( $\theta = 90^\circ$ ) et inclinée à  $45^\circ$  ( $\theta = 45^\circ$ ). Les résultats obtenus sont représentés sur la fig. VI.12.

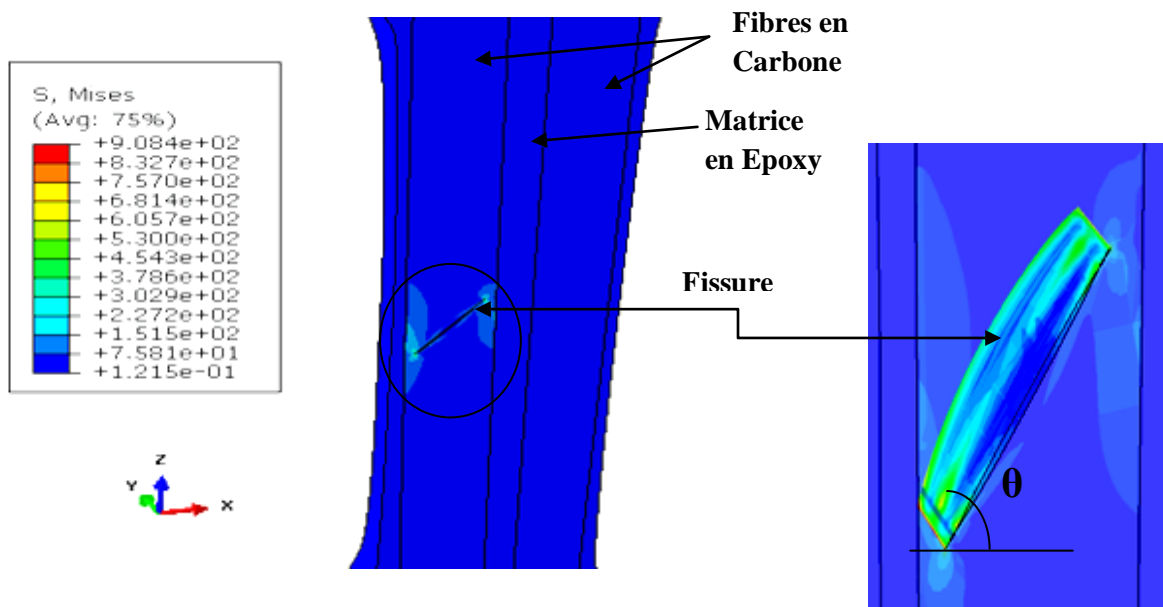
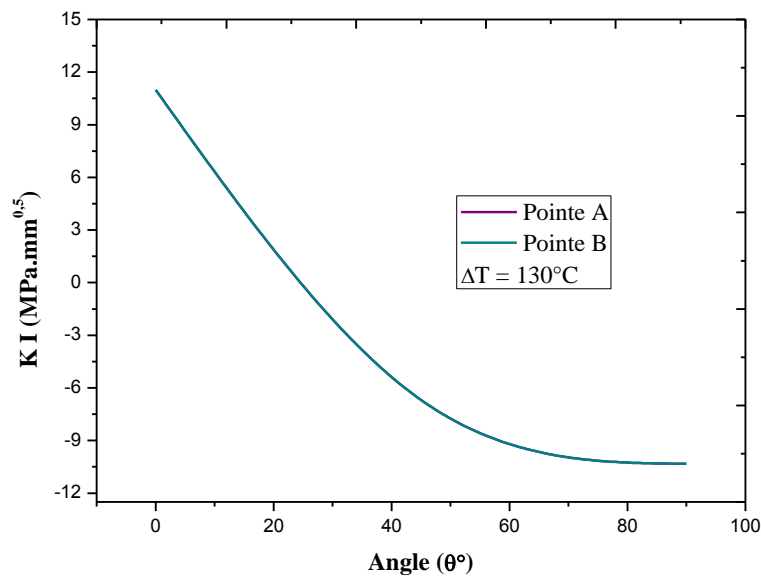


Fig. VI.12 : Distribution de contraintes de V. Mises pour le composite Ep/C.

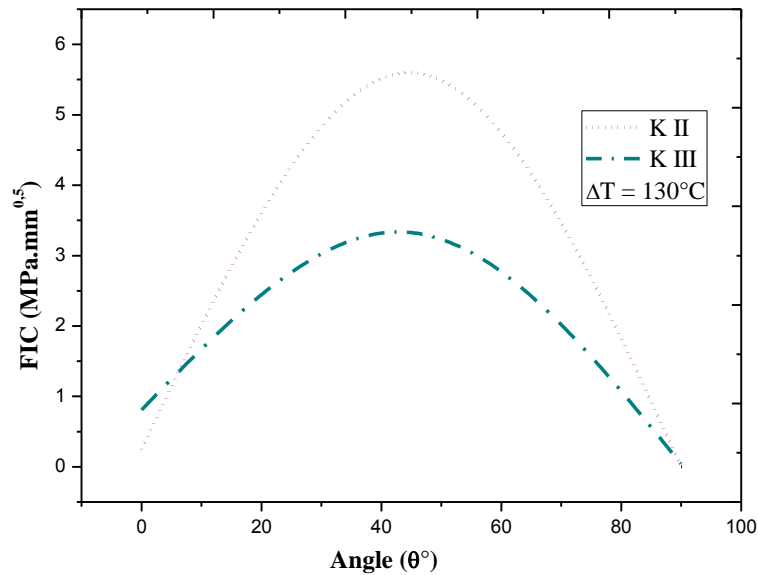
La fig. VI.13 montre la variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I, II et III. Il est à noter, que sous l'effet de ces efforts, une fissure initiée parallèlement à l'interface se propage dans les trois modes, ce mode de croissance est défini par des valeurs non nulles de ce critère de rupture. Le mode prépondérant est le mode d'ouverture (I). Ce comportement s'explique par les fortes valeurs obtenues du critère de rupture KI. Les facteurs d'intensité de contrainte en pointes A et B de la fissure sont parfaitement superposés. Un tel comportement s'explique par le fait que la fissure est amorcée parallèlement à l'interface et donc se propage dans un champ de contraintes résiduelles uniforme et homogène.

Une fissure inclinée de  $45^\circ$  par rapport à l'interface se propage en mode mixte II et III comme le montrent la figure VI.14). L'écart observé entre le facteur d'intensité de contraintes, en mode I, en pointe A et celle en pointe B, est semblable à l'homogénéité du champ de contrainte résiduelles, dont la distance est la même par rapport à l'interface. La fissure a tendance à se stabiliser lorsqu'elle est perpendiculaire à l'interface. Cette stabilité est définie en termes de fermeture de la fissure. Pour le cas du mode I, la cinétique de croissance d'une fissure orientée à  $45^\circ$ , amorcée dans le milieu de la fibre, est quasiment négligeable. Le chargement thermique n'a pratiquement pas d'effet sur l'instabilité de ce défaut de fissuration pour un tel mode.

Le mode d'instabilité d'une fissure initiée dans la fibre est lié à son orientation par rapport à l'axe principal de la fibre. Une fissure orientée à ( $\theta = 90^\circ$ ) se propage, sous l'effet des contraintes résiduelles, essentiellement en mode mixte II et III.



**Fig. VI.13 :** Variation du Fic en fonction de l'angle de fissure en mode I.



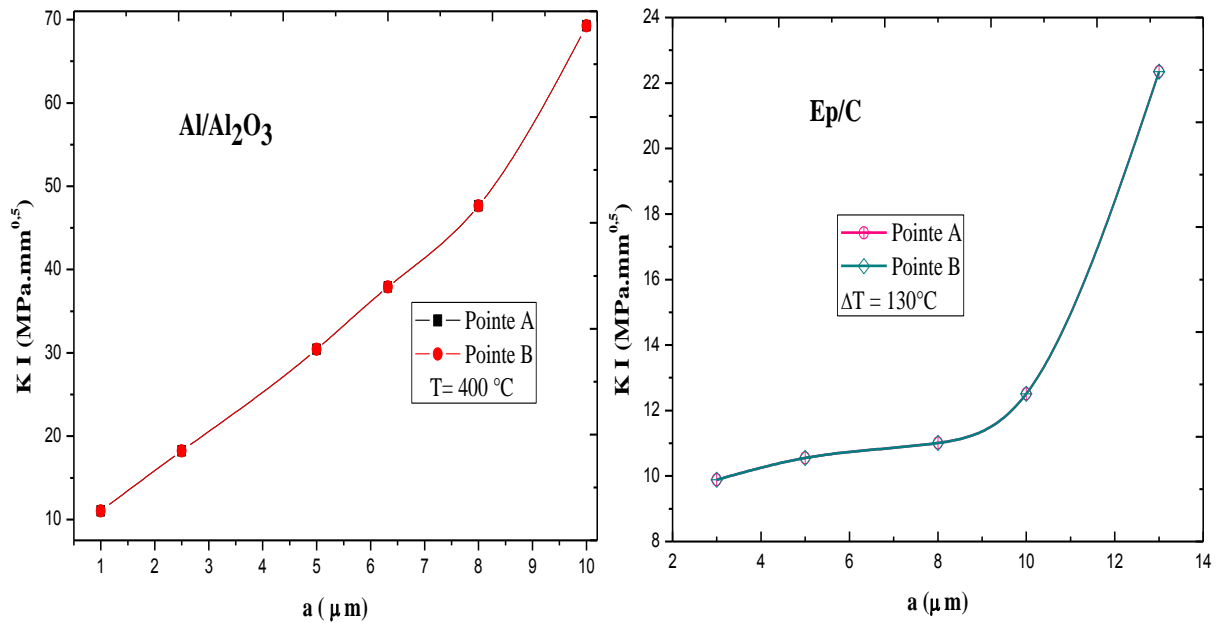
**Fig. VI.14 :** Variation du FIC en fonction de l'angle de fissure en mode II et III.

### VI.6. Propagation de la fissure (chargement thermique)

La température d'élaboration est un paramètre déterminant la résistance mécanique de l'interface. Son effet sur le comportement d'une fissure, amorcée dans la fibre parallèlement de l'interface, l'effet de cette température sur le comportement d'une fissure amorcée au niveau des fibres ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  et Carbone) dans deux types de matériaux composites (Aluminium/Alumine) et (Epoxy/Carbone) (la fissure est située au milieu de la fibre parallèlement à l'interface). La figure VI.15 illustre la variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I en fonction de l'accroissement de ce paramètre physique. Cette variation montre nettement qu'une telle fissure se propage essentiellement en mode I. Ceci s'explique par les valeurs importantes de ce critère de rupture. C'est le comportement mécanique du matériau composite sous l'effet des sollicitations thermiques qui est responsable de ce mode de développement de la fissure.

L'effet du chargement thermique sur la croissance d'une fissure localisée dans la fibre en céramique, en mode d'ouverture (mode I) et de cisaillement (modes II et III) est indiqué sur les figures VI.16. Ces figures montrent que l'accroissement de cette fissure entraîne une amplification du facteur d'intensité de contraintes en ces trois modes. Le mode prédominant de rupture est le mode d'ouverture pur (mode I). Le mode mixte (II et III), ce

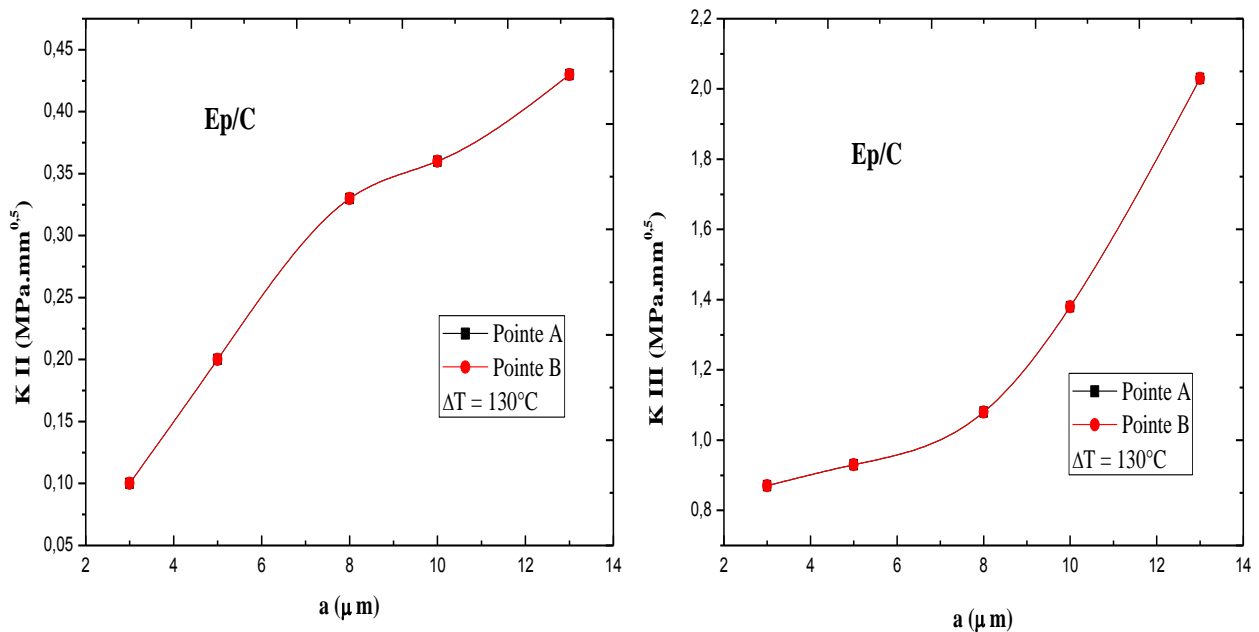
facteur présente des valeurs relativement faibles.



**Fig. VI.15 :** Variation du FIC en fonction de la taille de la fissure en mode I.

Nos résultats illustrent clairement qu'une fissure amorcée dans la fibre présente un risque de rupture par ouverture. Cette figure montre clairement qu'une telle fissure se propage préférentiellement en mode d'ouverture. En effet, les valeurs du FIC en mode I obtenus sont supérieures à la résistance de fissuration de l'alumine. Pour Les tailles de fissures au dela de 10μm. Les contraintes résiduelles favorisent l'instabilité des fissures amorcées dans la fibre et la probabilité de rupture par accroissement du FIC; pour les matériaux élaborés à des températures élevées ; le risque d'endommagement est étroitement liée à la température d'élaboration du composite.

La cinétique de croissance en modes II et III d'une fissure, amorcée dans la fibre, est quasiment négligeable. Dans cette partie de la structure, le chargement thermique n'a pratiquement pas d'effet sur l'instabilité de ce défaut de fissuration.



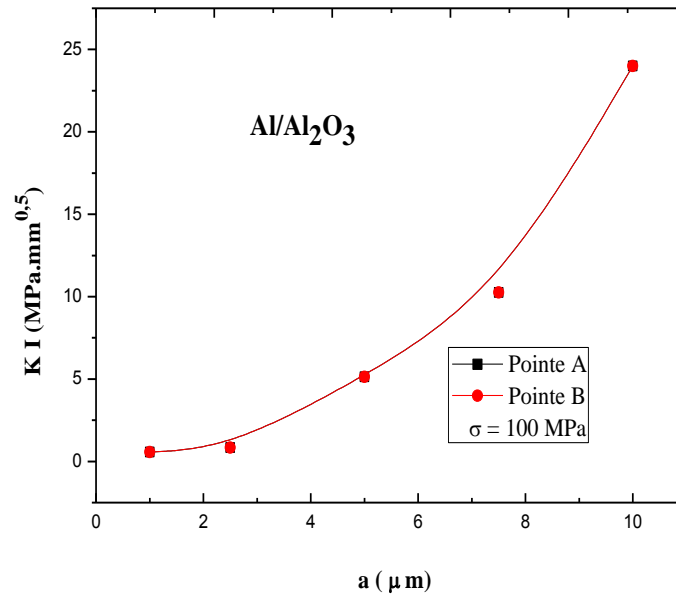
**Fig. VI.16 :** Variation du Fic en fonction de la propagation de la fissure en mode II et III : Ep/C.

### VI.7. Propagation de la fissure (Chargement mécanique)

Une sollicitation mécanique est appliquée pour analyser le comportement d'une fissure amorcée dans la fibre parallèlement à l'interface. Ce comportement est étudié en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes en modes I, II et III. Nous avons donc analysé l'effet de la propagation de la fissure, initiée dans le matériau le plus rigide, par rapport à l'interface sur sa cinétique de propagation, défini par le facteur d'intensité de contraintes.

Les résultats obtenus dans cette partie du travail présentent, la variation des facteurs d'intensité de contraintes en modes I, II et III respectivement en fonction de la contrainte de tension appliquée à une structure contenant une fissure initiée au milieu de la fibre est représentée sur la figure VI.17. Nos résultats montrent que ces trois paramètres de rupture croissent avec l'accroissement de l'intensité du chargement mécanique. Les valeurs de ces critères montrent qu'une telle fissure, de par son orientation par rapport à la direction de compression, se propage en mode d'ouverture pur (mode I). Néanmoins, pour les deux modes de cisaillement (modes II et III), ces valeurs sont très faibles et négligeables. Autrement dit, la cinétique de propagation d'une fissure, initiée dans la fibre parallèlement

à l'interface, dépend de l'intensité du chargement mécanique appliqué. Quelque soit ce site, un tel défaut se développe préférentiellement en mode d'ouverture (mode I); Les contraintes de compression, régénérées par les efforts appliqués, sont responsables de cette ouverture.



**Fig. VI.17 :** Variation du Fic en fonction de la propagation de la fissure en mode I.

### VI.8. Chargement thermomécanique

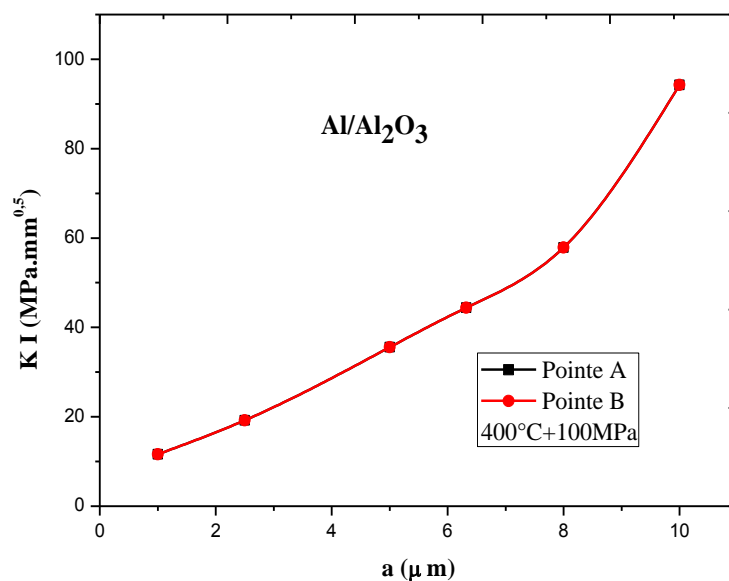
Des efforts combinés mécaniques et thermiques ont été appliqués pour le même matériau composite choisi précédemment avec les mêmes conditions aux limites. Les mêmes fissures ont été retenues pour l'analyse du comportement une fissure amorcée dans la fibre en céramique en parallèle à l'interface, et soumise à des efforts de mise en service (Fig. VI.18), ces dernières illustrent la variation du facteur d'intensité en mode d'ouverture en fonction des efforts de tension appliqués. Sous l'action de ces efforts une fissure, initiée de façon parallèle à l'interface se propage par ouverture de ses lèvres (mode I pur).

Le but de cette partie du travail est d'étudier l'effet simultané de ces deux types de sollicitation sur le comportement d'un tel défaut de fissuration. Comme nous l'avons signalé précédemment, ce comportement est analysé en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes. L'évolution des facteurs d'intensité de contraintes en modes I en fonction du chargement thermomécanique est illustrée sur la figure VI.18. Cette dernière



montre que, comparativement aux sollicitations mécanique et thermique appliquées séparément, le chargement combiné sollicite plus intensivement le défaut de fissuration. Il en résulte de ce type d'efforts un critère de rupture beaucoup plus important et ce quelque soit le mode de propagation. Dans nos conditions d'analyse, ce chargement favorise l'amorçage de la fissure en mode d'ouverture pur. Le facteur d'intensité de contraintes en mode mixte II et III présente des valeurs nulles.

Les résultats obtenus, dans cette dernière partie de cette étude, illustrent bien que l'effet des sollicitations thermomécaniques appliqué, n'affecte que sa cinétique de propagation en mode d'ouverture. Les deux autres modes de croissance semblent être indépendants de la combinaison des sollicitations mécaniques (traction) et thermiques.



**Fig. VI.18 :** Variation du Fic en fonction de la propagation de la fissure en mode I.

## **Références chapitre VI**

- [1] S. Ramdoun, F. Bouafia, B. Serier, H. Fekirini “Effect of Residual Stresses on the Stress Intensity Factor of Cracks in a Metal Matrix Composite: Numerical Analysis” *Mechanics and Mechanical Engineering*, Vol. 22, No. 1 (2018) 113–125.
- [2] Sellam S “Analyse par la méthode des éléments finis des contraintes résiduelles dans les matériaux composites” Thèse de Doctorat Laboratoire Mécanique Physique Des Matériaux Spécialité : Génie Mécanique Option : Sciences des Matériaux. 2015.

## Chapitre VII

# Décollement interfacial Epoxy/Carbone.

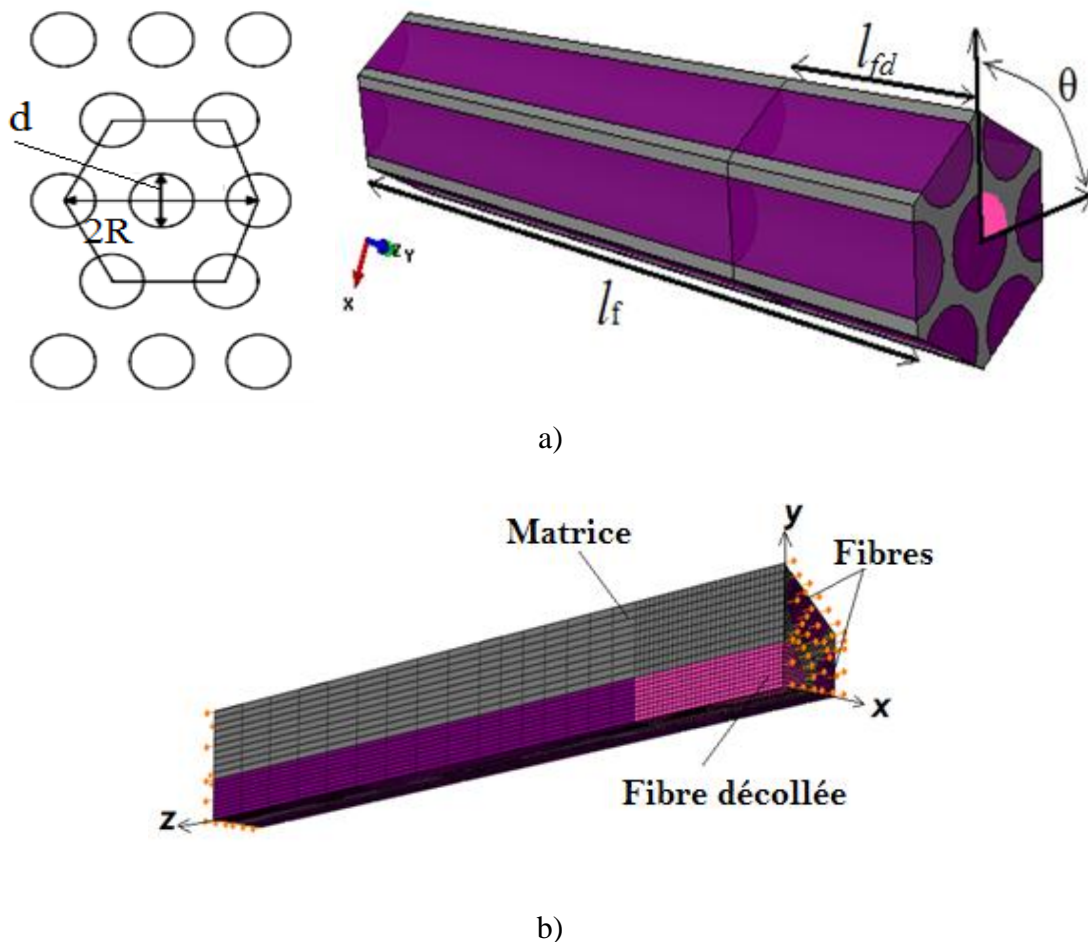
### 1. Simulation du modèle composite unidirectionnel Ep/C

Un chargement mécanique (traction) a été simulé dans le sens de la fibre. La propagation des fissures le long de la fibre a été faite essentiellement en mode II. Le chargement est conduit par des déplacements imposés égaux ( $U$ ) sur les surfaces supérieure et inférieure du modèle. Les conditions de chargement et de limitation sont illustrées à la figure VII.1. La simulation par élément fini a été effectuée par le logiciel Abaqus 6.13 [1]; Un modèle de zone cohésive (CZM) basé sur l'extension de la loi de traction-séparation des éléments cohésifs pour inclure la réponse et l'endommagement sous tension ont été créés (figure VII.3.b). Les propriétés de cette zone sont résumées dans le tableau 1. Afin de valider le modèle du contour intégral (avec des paramètres cohésifs) nommés ici CICZ, les résultats ont été comparés avec un autre modèle VCCT [2] utilisé

comme référence. Le modèle CICZ, constitué d'un modèle d'endommagement de loi isotrope, appliqué à un micro-composite Carbone / Epoxy pour simuler le comportement de l'interface.

**1.1. Notion du volume élémentaire représentatif (VER) : Motif Carré et Hexagonal**

**VER hexagonal:** le matériau simulé est un composite fibreux avec une fibre de carbone et une matrice époxy (figure 1a). La rupture de la fibre est centrale avec un front semi-circulaire, la longueur du modèle composite  $l_c = l_f = 35rf$  et la longueur du décollement de la fibre  $l_{fb} = 6 rf$  (figure 1b). La fraction volumique du matériau de renforcement est liée au diamètre,  $d = 8 \mu\text{m}$  des fibres ainsi qu'à la distance  $R$  entre la fibre centrale et ses voisins les plus proches par la relation [3]:  $V_f = \frac{\pi}{2\sqrt{3}} \left(\frac{d}{R}\right)^2$

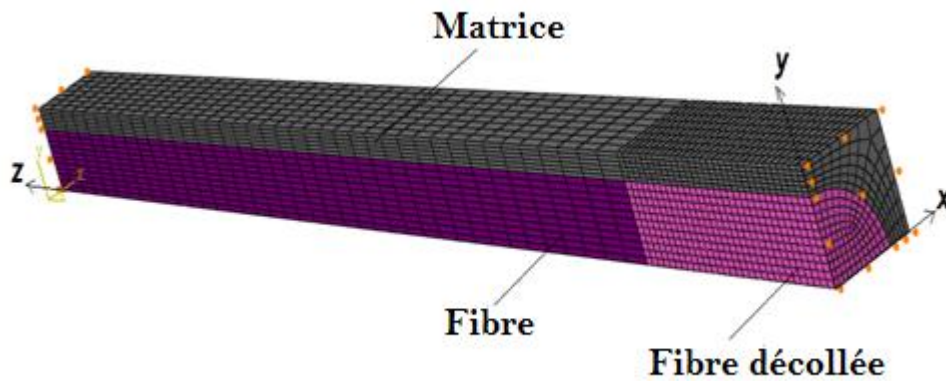
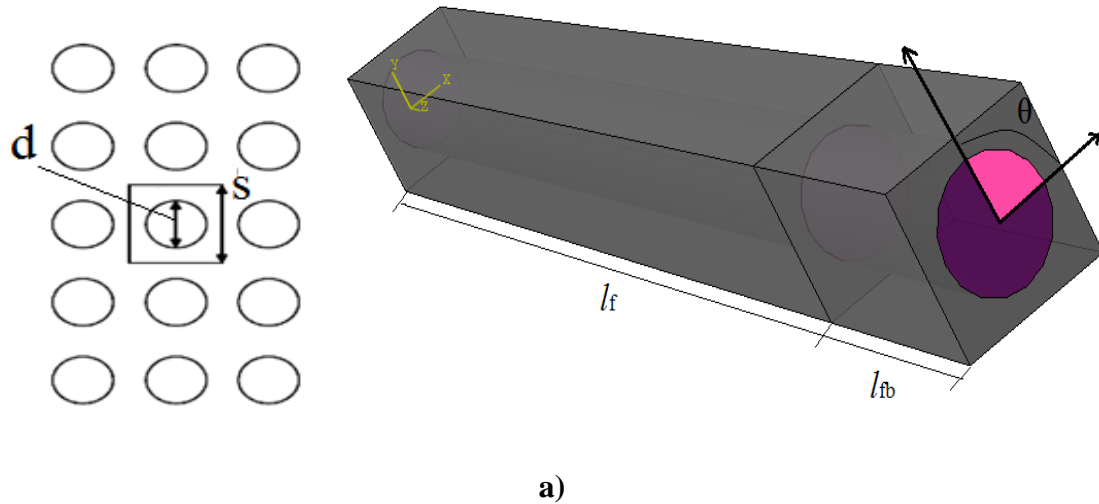


**Fig. VII.1:** Représentation schématique du quart de la cellule élémentaire: motif hexagonal.

## Décollement interfacial dans deux VER.

En ce qui concerne le VER carré, la fraction volumique du renforcement est exprimée en fonction du diamètre  $d = 8 \mu\text{m}$  de fibres et de la distance  $S$  entre deux fibres par [3] pour étudier l'effet sur TRE de la croissance de déformation comme indiqué dans la Fig. 2a:

$$V_f = \frac{\pi}{4} \left(\frac{d}{S}\right)^2$$



b)

**Fig. VII.2:** Représentation schématique du quart de la cellule élémentaire: motif carré.

Matériaux	Comportement du matériau	Module d'élasticité $E$ [GPa]	Coefficient de Poisson ( $\nu$ )	Coefficient de dilatation thermique $\alpha$ [ $^{\circ}\text{C}^{-1}$ ]
Epoxy R 368-1	Elastique	3.050	0.35	40E-006
C	Elastique	500	0.2	7.8E-006

**Tableau VII.1 :** Les caractéristiques mécaniques des matériaux utilisés [4-5].

### 1.2. Définir un comportement cohésif dans le logiciel Abaqus [6].

Le comportement cohésif dans Abaqus/Standard est défini comme une partie des propriétés d'interaction de surface qui sont attribuées à une paire de contacts. Le comportement cohésif ne peut pas être attribué aux paires de contacts en utilisant le glissement fini, la formulation surface à surface [6].

**Utilisation du fichier d'entrée:** utilisez les options suivantes pour définir le comportement cohésif entre les surfaces dans une paire de contacts: \*SURFACE INTERACTION, \*COHESIVE BEHAVIOR, \*CONTACT PAIR, INTERACTION = name surface1, surface2.

**Abaqus/CAE Usage:** Utilisez l'option suivante pour définir le comportement cohésif entre deux surfaces:

**Interaction module:** contact property editor: Mechanical → Cohesive Behavior.

En utilisant l'option suivante pour définir le contact surface-surface entre deux surfaces:

**Interaction module:** interaction editor: Surface-to-surface contact (Standard): Spécifiez la propriété d'interaction de contact.

**Input File Usage:** Utilisez les options suivantes pour définir l'initiation des dégâts et l'évolution des dégâts pour les surfaces cohésives: \*SURFACE INTERACTION, \*COHESIVE BEHAVIOR, \*DAMAGE INITIATION, \*DAMAGE EVOLUTION.

**Abaqus/CAE Usage:** Module d'interaction: éditeur de propriété de contact: mécanique →

**Damage:** Damage Initiation and Damage Evolution.

La Figure VII.3.b Montre une réponse de traction-séparation typique avec un mécanisme de rupture. Si le critère d'initiation de dommages est spécifié sans un modèle d'endommagement d'évolution correspondant; Il n'y a aucun effet sur la réponse des surfaces cohésives. Les surfaces cohésives ne subissent aucun dommage sous une compression pure. L'utilisation du critère d'initiation des dommages est définie dans l'équation (VII.1).

$$\left\{ \frac{\langle \sigma_n \rangle}{\sigma_n^R} \right\}^2 + \left\{ \frac{\sigma_s}{\sigma_s^R} \right\}^2 + \left\{ \frac{\sigma_t}{\sigma_t^R} \right\}^2 = 1 \quad (\text{VII.1})$$

Où:  $\sigma_n$ ,  $\sigma_s$  et  $\sigma_t$  sont respectivement les contraintes normales et tangentielles (cisaillement) décrites dans la Fig. VII.3.a. Pour les éléments cohésifs utilisés pour modéliser les interfaces liées, Abaqus 6.13 offre une définition d'élasticité qui peut être écrite directement en fonction des tractions nominales et des contraintes nominales. Dans les directions des éléments locaux, les relations contrainte-déformation pour le comportement découplé sont les suivantes:

$$\begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & & \\ & K_{ss} & \\ & & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_n \\ \varepsilon_s \\ \varepsilon_t \end{Bmatrix}$$

Les quantités  $t_n$ ,  $t_s$  et  $t_t$  représentent respectivement les tractions nominales dans la normale les deux directions de cisaillement locales; Tandis que les quantités  $\varepsilon_n$ ,  $\varepsilon_s$  et  $\varepsilon_t$  représentent les déformations nominales correspondantes. Pour le modèle étudié, les propriétés de fracture de cette zone sont supposées non égales dans toutes les directions:  $\sigma_n^R$ ,  $\sigma_s^R$ ,  $\sigma_t^R$  et  $K_{tt}$ ,  $K_{nn}$ ,  $K_{ss}$ . La loi de traction-séparation [7] utilisé a une forme linéaire et introduit l'énergie de rupture  $G_f = \frac{1}{2} \delta^R \sigma^R$ . Les surfaces de l'esclave (slave) et du maître (master) représentaient respectivement la matrice et la surface de la fibre.

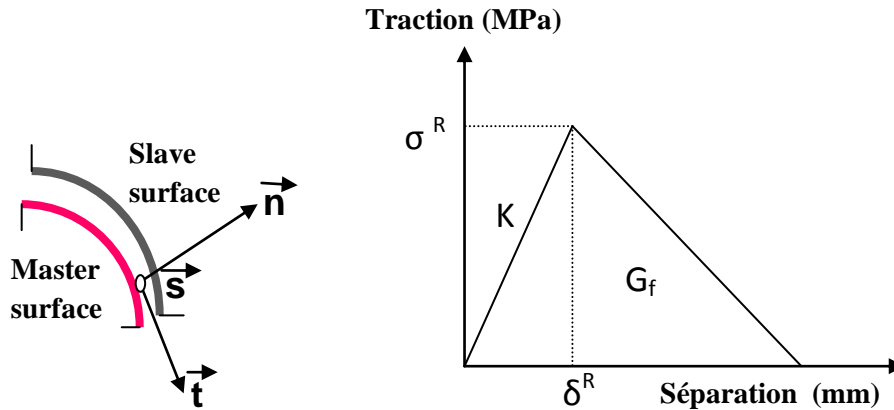


Fig. VII.3 : a) Principe de méthode cohésive en surface; b) Loi de la séparation des tractions pour CZM [7].

Matériau	Comportement matériau	Force normale cohésive	Résistance au cisaillement cohésif $\sigma_s = \sigma_t$	Mode I $G_{Ic}$	Mode II et III $G_{IIc} = G_{IIIc}$
		$\sigma_n$ (MPa)	(MPa)	(N/mm)	(N/mm)
Interface	Endommageable	60	90	0.26	1

Tableau VII.2 : Propriétés cohésives du composite de C / Ep [8].

Dans le modèle EF, (voir la figure VII.1.b, VII.2.b). À  $\varepsilon_z = 1\%$ , les conditions des déplacements imposés sont appliquées dans les surfaces le long de  $z$ . Le maillage doit tenir compte des endroits caractérisés par la discontinuité (matrice, interface, fibre) qui peuvent être la source de fortes gradients ou la concentration des contraintes. Dans lesquels une région de raffinement  $l_{fd} = 24\mu\text{m}$  a été créée avec 30 éléments le long. Un maillage raffiné sera plus précis et les résultats seront plus fiables, 17432 nœuds sont utilisés.

## 2. Résultats et discussions

Une interface fibre / matrice joue un rôle important dans le transfert de charge dans un matériau composite. Ce type d'endommagement amorce au niveau d'un constituant et évolue progressivement en un niveau macro lorsque la charge appliquée augmente. Les éléments de la zone cohésive sont basés sur le modèle proposé par Dugdale [9], Barenblatt [10] a introduit une idée de forces cohésives à l'échelle moléculaire afin de résoudre le problème de l'équilibre dans les corps élastiques fissurés. Dans ce travail, le décollement à



l'interface du composite de fibre de carbone et d'une matrice époxy (C / Ep) a été modélisé en considérant une interface cohésive avec une fraction de volume de fibres  $F_V = 68\%$ .

L'intégrale J possède de nombreuses applications. Dans ce cas, il est utilisé pour calculer les taux de libération d'énergie (TRE). Les critères de fracture phénoménologique (ou de fatigue) peuvent être basés sur des arguments de taux de libération d'énergie comme alternative aux critères de fracture basés sur le facteur d'intensité de contrainte « K ». Indépendamment des mécanismes réels impliqués, la propagation des fissures implique une dissipation (ou une conversion) d'énergie. Une petite quantité d'énergie est requise pour créer deux nouvelles surfaces libres (deux fois l'énergie de surface par unité d'avance de fissure, pour être précise). En outre, il peut y avoir une zone de processus complexe à la pointe de fissure, où le matériau est déformé plastiquement; les vides peuvent être nucléés; Il peut y avoir des réactions chimiques. Tous ces processus impliquent la dissipation de l'énergie. Cependant, que la zone de processus reste auto-similaire pendant la croissance des fissures. Si tel est le cas, l'énergie sera dissipée à un taux constant pendant la croissance des fissures. La fissure ne peut se développer que si le taux de variation de l'énergie potentielle est suffisant pour fournir cette énergie. La désintégration de la fibre peut être considérée comme une croissance de la fissure d'interface le long de la fibre et des concepts de mécanique de la rupture (taux de libération d'énergie) peut être utilisée pour l'analyse de l'évolution. Comme Linqi Zhuang et al. [2], proposent que la fraction de volume de fibres localement plus élevée facilite la croissance de la déformation: le TRE est significativement plus élevé à  $F_V = 0.68$ .

Nous démontrons numériquement que les valeurs du TRE utilisant la méthode Contour Intégrale / zone cohésive (CICZ) en mode I ne génèrent aucune valeur significative (fermeture de fissure); vers l'emplacement de la fissure interfaciale, le mode mixte est le mode le plus important.

### 2.1. Effet de la convergence du maillage

Afin d'obtenir des résultats fiables, le choix des types d'éléments en trois dimensions est la clé pour éviter la divergence des calculs. Du point de vue maillage, les éléments quadratiques "C3D20, brique quadratique à 20 nœuds" sont excellents pour les calculs élastiques linéaires. En raison de l'emplacement des points d'intégration, les concentrations de contraintes à la surface d'une structure sont bien tenues. Le raffinement du maillage

montre également son influence sur la précision des résultats numériques, les éléments numériques supérieurs à 16000 mènent à des valeurs similaires et beaucoup plus juste (figure VII.4).

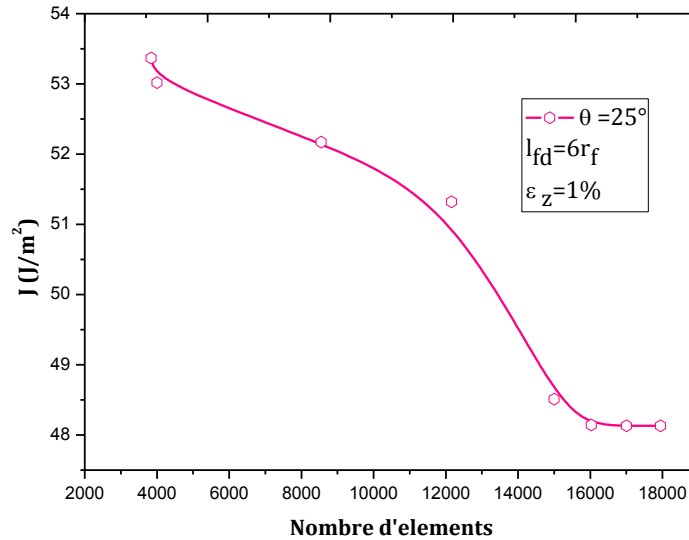
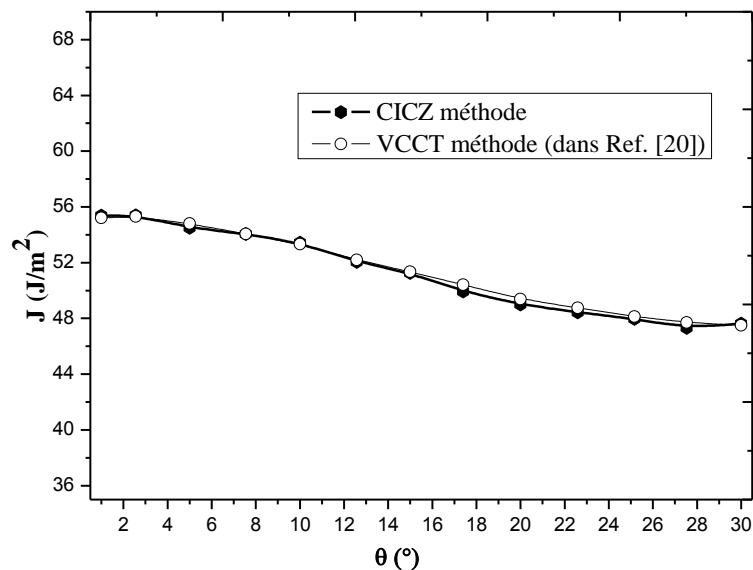


Fig. VII.4 : Effet de la convergence du maillage.

### 2.2. Effet de l'angle du décollement

Une analyse du chargement mécanique du composite sur le comportement de fissure initié à l'interface Fibre/Matrice est une question cruciale qui régit le comportement de rupture des matériaux composites. Dans la Réf. [2] sur la figure 4 (a-c), le TRE calculé par l'intégrale J le long du front de décollements de différentes longueurs dans trois cas de fraction volumique de fibre locale pour les composites CF / EP sous une charge mécanique pure est égal à  $\varepsilon_z = 1\%$  devient moins significatif, avec une diminution de la fraction de volume de fibre locale. Dans la littérature, par exemple, dans la Réf. [11] l'intégral J est déterminée à partir de la courbe de déplacement de charge d'un seul spécimen. La caractéristique distinctive de la méthode est le calcul de l'intégrale J sans nécessiter d'informations sur la pointe de fissure, ce qui la rend applicable aux systèmes polymères complexes, la dépendance de l'intégrale J sur la longueur de fissure et la taille de l'élément de volume représentatif (VER) est également exploré.

Dans la présente étude, les résultats ainsi obtenus sont représentés dans la figure VII.5. L'analyse de cette figure montre que le taux de restitution d'énergie est préalablement instable avec la variation de l'angle du décollement " $\theta$ ", caractérisé par l'évolution de l'intégral J avec l'avancé de ce défaut. Le mode d'ouverture (Mode I) est stoppé, en fonction de l'intensité de l'énergie mécanique aux fronts de fissure et de la résistance de l'interface, se décollement peut se propager à l'interface essentiellement en mode II dans laquelle le niveau des contraintes de cisaillement est le plus important. La valeur maximum du TRE se produit lorsque  $\theta = 0^\circ$  en raison de la distance très rapprochée entre la fibre endommagée et la fibre voisine et diminue quand  $\theta$  tend vers  $30^\circ$ .



**Fig. VII.5 :** Variation des valeurs de l'intégral J en fonction du décollement angulaire:  $F_V = 0.68$ ,  $l_{fd} = 6 r_f$ ,  $\varepsilon_Z = 1\%$ .

Dans la même figure, on constate également que les valeurs de l'intégrale J de la méthode Contour Intégrale / zone cohésive (CICZ) sont similaires à celles obtenues par l'intégrale J avec la méthode VCCT dans la Réf. [2]. Étant donné qu'il n'y a pas de tendance systématique, nous choisissons d'utiliser la méthode du contour intégrale dans la discussion suivante, car elle est moins sensible au raffinement du maillage par rapport à ceux obtenus par la méthode VCCT. En outre, il permet la bonne prédiction et diminue le temps de calcul en augmentant le maillage dans la zone de contact. Le tableau VII.3 montre que les valeurs d'incertitude relative de l'intégrale J entre les deux méthodes sont inférieures à 1%.

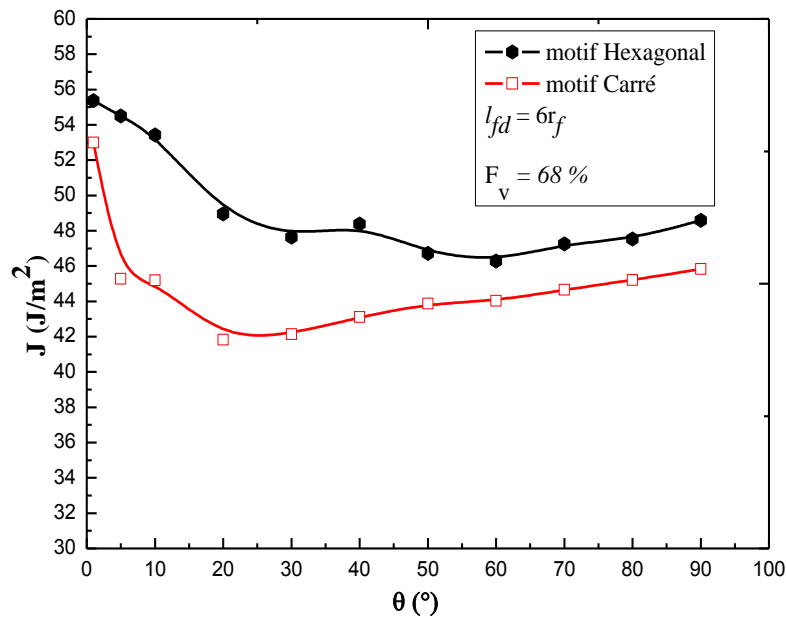
$\Theta$ (°)	J (J/m <sup>2</sup> )	J (J/m <sup>2</sup> ) dans Réf. [2]	$\Delta J/J \cdot 10^{-3}$
0	53.595	53.0957	9.4
30	45.401	45.6617	5.7

**Tableau VII.3 :** Comparaison des valeurs de l'intégral-J à la pointe circulaire du décollement pour  $V_f = 0.68$ ,  $l_{fb} = 25 r_f$ .

À partir des résultats de l'intégrale J présentés dans la figure VII.7.b, dans la Réf. [12], la croissance instable de la fissure interfaciale s'arrête à des angles de décollement plus importants lorsque le développement de la zone de contact et la disparition de la propagation en mode mixte sont retardés et, inversement, la croissance instable s'arrête à des angles de décollement plus petits. Et elle n'est pas remarquée pour  $\theta = 60^\circ$ , Puisque la croissance instable se termine à un angle de décollement plus important que le cas de référence tandis que les effets sur la mixité et la morphologie sont avancés. Cette «divergence» est associée à l'incompatibilité observée entre les positions de la valeur maximale de GII (figure VII.8.b) dans Réf [12].

A partir de la figure 6, la variation de l'intégrale J en utilisant un modèle d'élément fini cohésif, par la méthode de contour intégrale est tracée. La propagation des fissures situées à l'interface fibre / matrice montre l'influence des paramètres de l'élément cohésif (contrainte maximale et énergie de rupture).

Pour le cas du motif hexagonal, les valeurs de «J» deviennent indépendantes lorsqu'elles dépassent l'angle du 20 °. L'existence des fibres voisines influe sur la fibre cassée et engendre des contraintes mécaniques plus élevées, progressivement la fibre endommagée devient beaucoup plus fragile. En comparant les valeurs de l'intégrale J pour un motif hexagonal et pour un motif carré, sur le taux de restitution d'énergie (TRE) et le champ de contrainte à la pointe de fissure, la distribution des fibres de type carré donne des valeurs moins importantes par rapport au VER hexagonal. Compte tenu de la surface et de la distance entre les fibres. C'est-à-dire, l'angle de décollement au-delà de 10° Les valeurs du «J» sont presque dans le même intervalle, ce qui montre que l'angle le long du décollement dans un VER hexagonal commence par une valeur supérieure comparativement au VER carré, ( $J_{\text{Hexa}} = 20^\circ = 90^\circ$  et  $J_{\text{carré}} = 10^\circ = 90^\circ$ ).



**Fig. VII.6 :** Variation de l'intégrale  $J$  par rapport à l'angle de décollement pour deux motifs : Carré et Hexagonal.

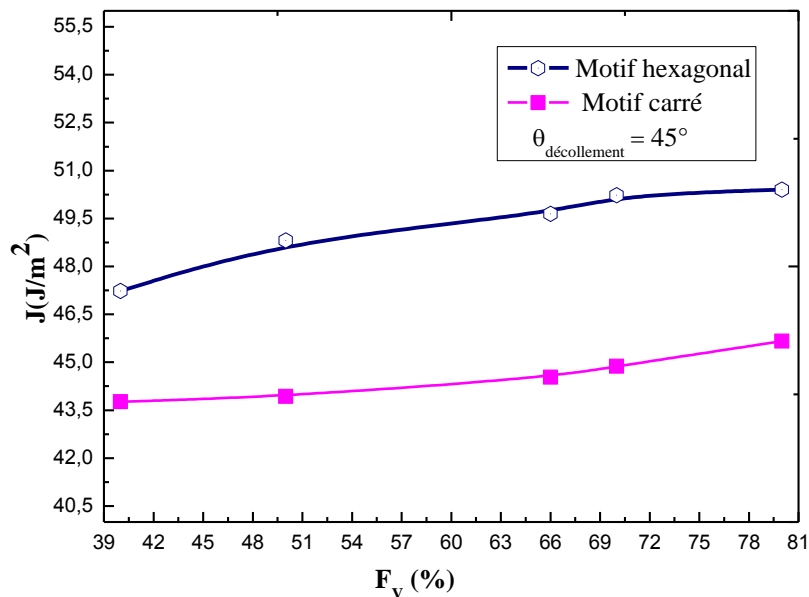
### 2.3. Effet de la fraction volumique

La répartition des fibres dans la matrice Epoxy permet d'améliorer les propriétés mécaniques, telles que la résistance du matériau et l'intensité des contraintes internes pendant le chargement mécanique. La croissance de la fissure interfaciale associée au chargement de la tension est étudiée par [12], la présence d'une fibre secondaire -non endommagée- a un effet accéléré sur l'initiation de la croissance des fissures. L'objectif de cette analyse est de déterminer le niveau de ces contraintes en fonction de la densité des fibres définie par la distance entre ces fibres dans deux types différents de fractions volumiques. La figure VII.7 montre la variation de l'intégrale  $J$  en fonction de la fraction volumique pour différents angles de séparation. Nous notons que l'interface sur le côté de la fibre cassée est soumise à une forte tension lorsque la distance entre les fibres diminue. On constate que l'augmentation de la densité des fibres génère une forte concentration de contraintes internes dans le composite.

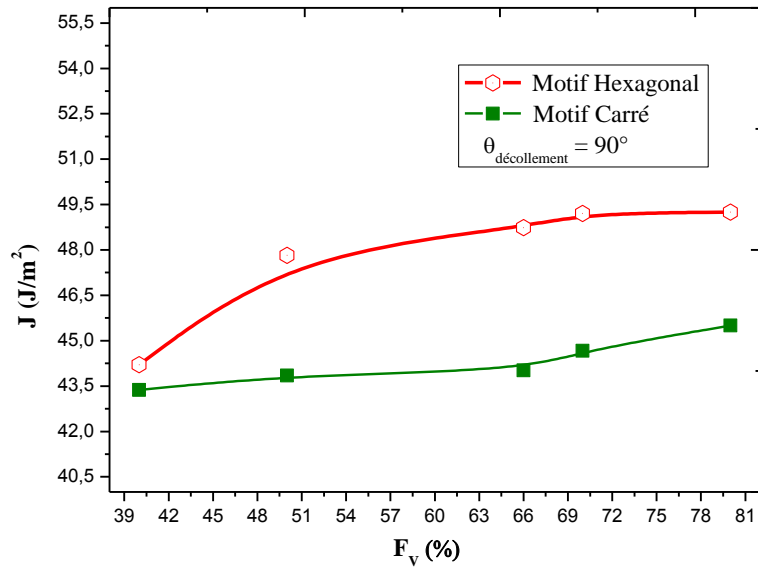
Dans le cas du motif hexagonal, comme présenté dans la figure VII.7 (a et b), la variation de l'intégrale  $J$  le long de l'angle du front de fissure ( $\theta$ ) accrois légèrement avec

l'augmentation de la fraction de volume de la fibre, et tend à devenir stable et indépendantes des fibres voisines lorsque le pourcentage de fibres dans ce composite dépasse les 70%. Pour une fraction volumique supérieure à 70%, l'endommagement est plus favorable. L'augmentation au niveau des valeurs de l'intégrale J en fonction de la fraction de volume est beaucoup plus remarquable pour le VER hexagonal que pour un VER carré.

Pour les deux cas (motifs hexagonaux et carrés), le TRE diminue avec l'angle de décollement. Cependant, en diminuant la fraction volumique de la fibre, la variation de TRE le long du front de fissuration (direction  $\theta$ ) devient moins significative, car la distance de la fibre voisine devient plus petite avec les fibres voisines en s'éloignant de la fibre cassée. Ce résultat est également confirmé par Linqi Zhuang [2]. Selon la figure VII.7, on peut conclure que l'intensité des contraintes mécaniques augmente avec l'augmentation de la fraction de volume; Par conséquent, afin d'éviter le risque de fragilisation des matériaux composites, il est donc nécessaire d'éviter une fraction volumique plus élevée.



(a)



(b)

**Fig. VII.7 :** Variation de l'intégral  $J$  en fonction de la fraction volumique: **a)**  $\theta = 45^\circ$ , **b)**  $\theta = 90^\circ$ .

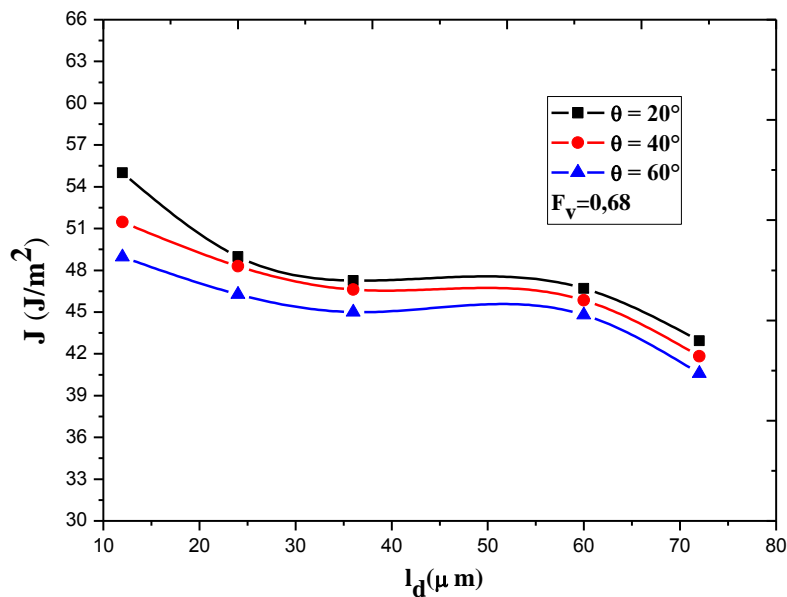
#### 2.4. Effet de la longueur du décollement (chargement mécanique)

Deux modèles FEM différents ont été utilisés dans la présente étude pour le calcul de l'intégrale  $J$  : (1) modèle hexagonal FEM et (2) modèle carré FEM en considérant une fibre décollée, qui en plus du calcul TRE permet également d'analyser les modes de propagation de la fissure. Dans le modèle FEM de la région liée (figure 3a), les zones d'interface entre deux phases voisines sont partagées. En modèle carré de la région décollée (Fig. VII.3.b) une interface a été modélisée entre la fibre centrale et la matrice en générant deux zones coïncidant l'une appartenant à la fibre et l'autre au volume de la matrice. Des éléments cohésifs de contact ont été générés sur l'interface fibre / matrice. Le frottement sur l'interface a été négligé.

Une Force  $P$  a été appliquée sur ces surfaces couplées conduisant à un déplacement uniforme comme indiqué sur la Fig. VII.8. Dans ce cas, la propagation de fissure de décollement peut être considérée comme un état stable. Selon la figure VII.1c, les plus petites et les plus grandes valeurs de longueur de décollement respectivement mesurées à

partir du front de fissure interfaciale. Le front de fissure (et l'état de contrainte singulier correspondant dans son voisinage) se déplace dans la direction z.

Les résultats dans la figure VII.8 montrent que l'augmentation de la teneur en fibres locales entraîne une diminution du TRE, mais l'effet est négligeable. La variation des valeurs de J est de même amplitude et même plus petite que celle calculée dans [2], par ce support les conclusions du modèle de Linqui Z [2]. Dans le cas de chargement mécanique légèrement plus élevé, ce qui est cohérent avec la diminution des ERR discutée ci-dessus en raison du regroupement des fibres.



**Fig. VII.8 :** Variation du J en fonction de la longueur du décollement interfacial.

### 2.5. Variation des paramètres de décollement : motif carré

#### a) Chargement thermique

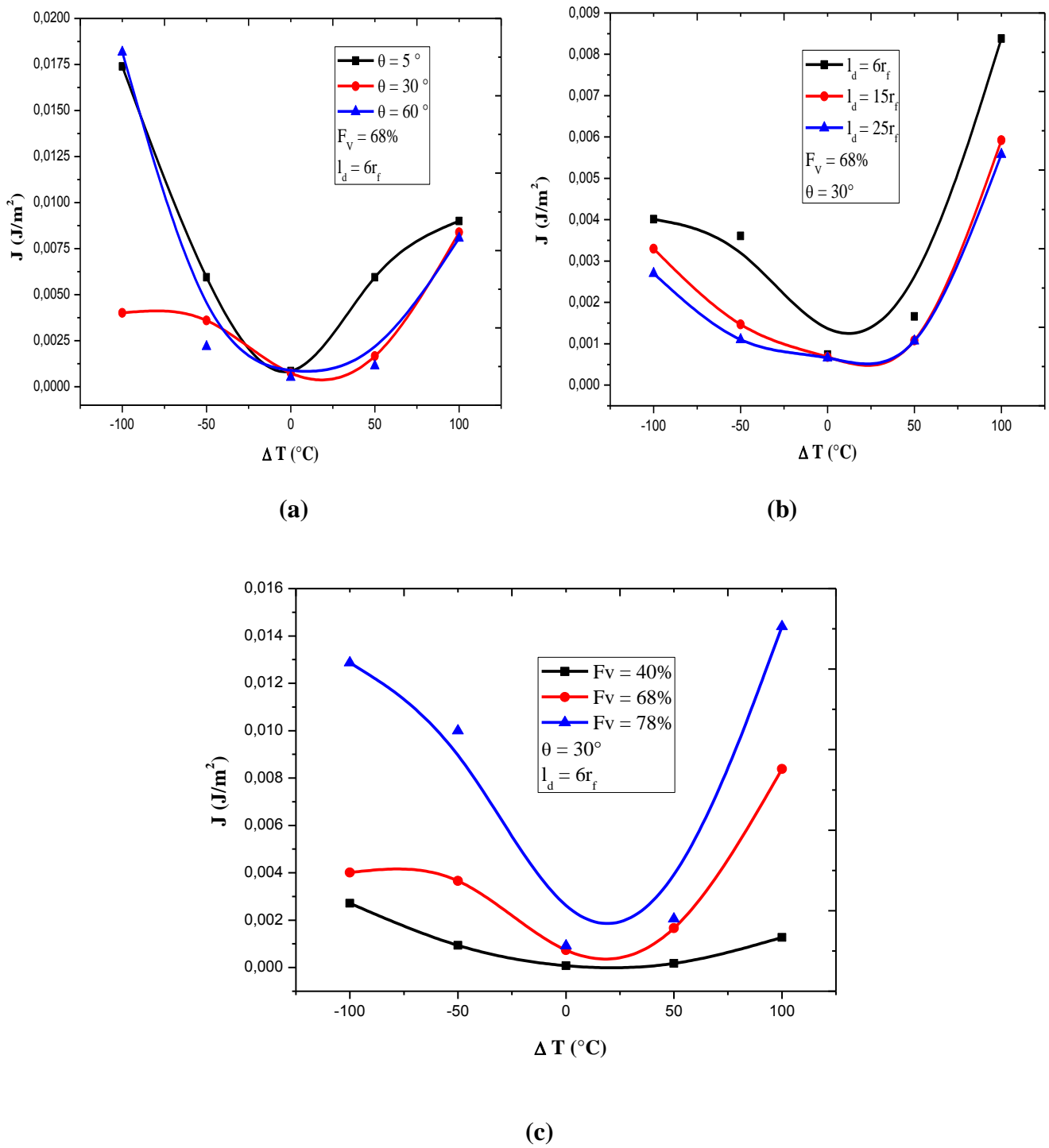
Dans la présente étude, le TRE dans les composites fibres de carbone / époxy UD a été analysé. Les propriétés élastiques des constituants sont présentées dans le tableau VII.1. Les fibres de carbone, et la matrice époxy sont désignées CF et EP respectivement, qui est isotrope. Les propriétés élastiques des composites UD avec une fraction volumique donnée  $V_f$  ont été calculées en utilisant Modèle d'assemblage [2].



La figure (9.a) montre l'analyse des distributions de contraintes dans les modèles stabilisés liés a révélé certaines caractéristiques pourraient indiquer que plusieurs modes de la propagation de fissure (décollement) sont actifs. L'intégrale J a été calculée et le CICZ a été utilisé pour le déterminer. Les valeurs calculées dépendent fortement de la coordonnée angulaire  $\theta$  comme le montre la Fig. VII.9.a pour CF/EP avec  $V_f=0.68$ . Si l'on voulait utiliser les valeurs critiques de l'intégrale J comme critère de propagation, les conséquences sont évidentes: la propagation du décollement à  $\theta = 5^\circ$  commencerait avant que la propagation commence à d'autres angles.

Selon la figure (VII.9.b), les calculs d'une longueur du front de décollement ont été effectués. Il est à noter que les valeurs de l'intégral J sont légèrement inférieures lorsque la contrainte thermique appliquée au modèle correspond à des températures négatives (-100 et -50 °C) que pour des modèles à des températures plus élevées. La longueur du décollement est indépendante au fur et à mesure que  $l_d$  dépasse la valeur de  $15r_f$ . Cependant le matériau de la matrice Epoxy soumis à une température de 100°C est en cas de dilatation ce qui entraîne des valeurs plus élevées de J.

Pour la figure (VII.9.c), les valeurs de l'intégrale J sur  $V_f$  a été calculée. On peut noter que les valeurs du TRE à  $V_f = 0,68$  sont en moyenne supérieures de 0,01% à celles de  $V_f = 40\%$ . Cependant, la conclusion principale est que le TRE total dû à la croissance des débits en régime permanent est très insensible aux variations (augmentation) de la teneur en fibres. Par conséquent. Les valeurs J-intégrales sont légèrement inférieures pour une fraction plus faible dont la variation est proportionnelle. L'effet du chargement thermique pour un tel modèle, est très faible comparativement aux valeurs obtenues pour les modèles étudiés précédemment d'un chargement mécanique.



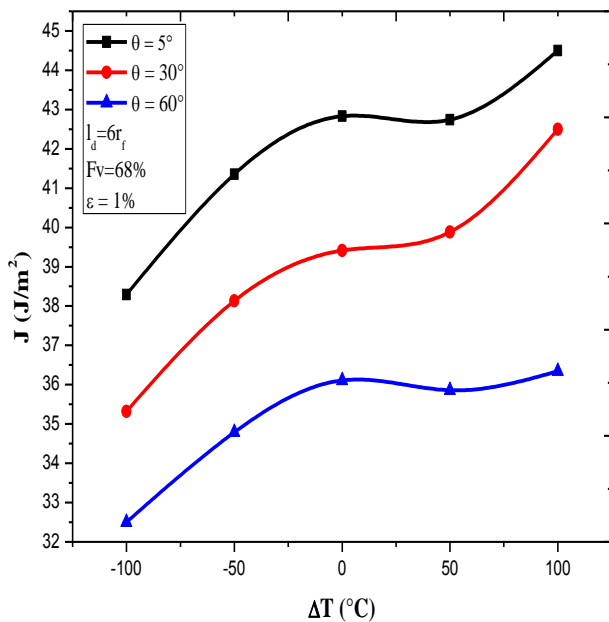
**Fig. VII.9** : Variation de l'intégral  $J$  en fonction de la température: (a) pour trois angles de décollement, (b) des différentes longueurs de décollement, (c) pour trois différentes fractions volumiques.

**b) Chargement thermomécanique**

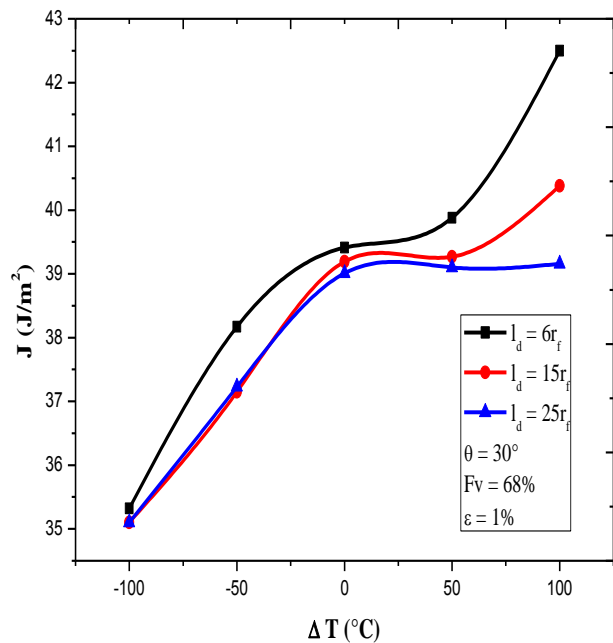
Des cas de chargement thermomécaniques, des conditions de symétrie ont été appliquées. Les différentes charges thermiques additionnées à un déplacement mécanique uniforme conduisant à une contrainte  $\varepsilon_z = 1\%$  selon la direction de l'axe z a été appliqué sur la surface du modèle correspondant à z, comme indiqué sur la figure VII.10. Les valeurs de J obtenues à partir du modèle FEM carré, la dépendance de la variation de l'angle est plus probable, cela signifie que la longueur du décollement dépend de la coordonnée angulaire  $\theta$ . La variation est grande et l'amplitude diminue avec l'augmentation de l'angle du décollement (fig. VII.10.d).

Dans la présente étude, le composite CF / EP avec les longueurs de décollement  $l_d = 4r_f, 6r_f$  et  $25r_f$  a été analysée. Dans les modèles à symétrie axiale, la longueur de décollement ne dépend pas de la coordonnée angulaire (fig. VII.10.e).

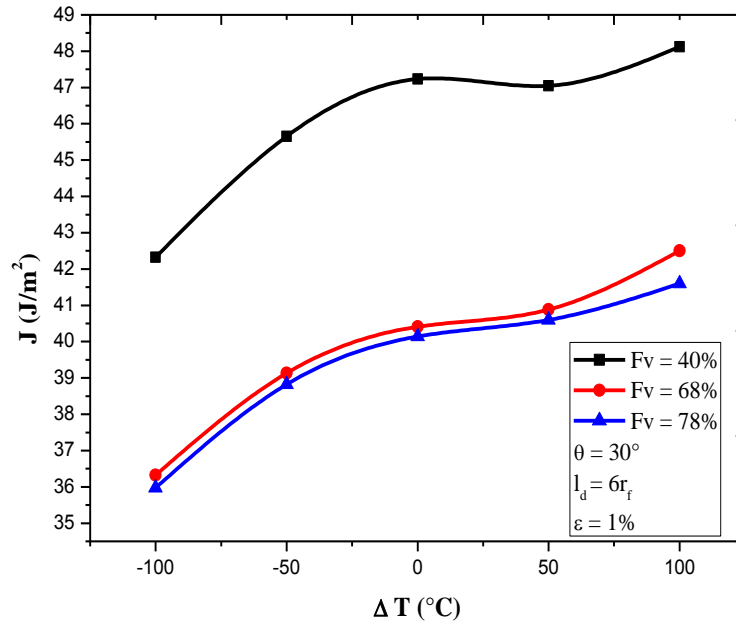
La fraction volumique  $F_v$  de fibres a été modifiée en changeant la distance inter-fibre  $a_f$ . (Fig. VII.10.f) Des composites avec 3 fractions de volume local différentes ont été étudiés  $V_f = 0,4, 0,68$  et  $0,78$ . Les propriétés thermo-élastiques calculées des composites UD étudiés sont présentées dans Tableau 2.



(d)



(e)



(f)

**Fig. VII.10** : Variation de l'intégral  $J$  en fonction de la température et  $\varepsilon=1\%$ : (d) pour trois angles de décollement, (e) des différentes longueurs de décollement, (f) pour trois différentes fractions volumiques.

## Références chapitre VII

- [1] ABAQUS, User's Manual, 6.5, Hibbit, Karlsson & Sorensen Inc.F.
- [2] Linqi Zhuang, Andrejs Pupurs, Janis Varna, Zoubir Ayadi. Fiber/matrix debond growth from fiber break in unidirectional composite with local hexagonal fiber clustering. *Composites Part B*, 2016; (101) :124-131.
- [3] Perrot Yves « Influence des propriétés de la matrice sur le comportement mécanique de matériaux composites verre/polyester utilisés en construction navale de plaisance - Cas des résines polyester limitant les émissions de styrène » Thèse de Doctorat, U.F.R Sciences et Sciences de l'Ingénieur, Université de Bretagne Sud, 2006.
- [4] C. RADO, Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, Grenoble, 1992.
- [5] M. Locatellil, B. Dalggleich, K. Nakashima, A. Tomsia, and A.Glaeser, *Ceram* 1997; (23):313-322.
- [6] Abaqus Analysis User's Manual Volume V.
- [7] Alexia Este, Bernard Toson, Jacqueline Saliba, Jalal El Yagoubi, Jean Christophe Mindeguia, Eric Martin, Stéphane Morel. A New Approach to Simulate Interface Damage in Brittle Matrix Composites. *Pocedia Structural integrity* 2016; (2):2456-2462.
- [8] T. E. Tay, X. S. Sun and V. B. C. Tan. Fracture of composite Laminates with integrated XFEM-CE. *Proceedings of the American society for composites 2014-Twenty-ninth technical conference on composite materials 2014*:3200 pages.
- [9] Dugdale DS. Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1960; 8(2):100-4.
- [10] Barenblatt GI. The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. *Advances in applied mechanics* 1962; 7(55-129):104.
- [11] O.Allix, P.Ladevèze "Interlaminar interface modelling for the prediction of delamination" *Composite Structures* 1992; (22)4:235-242.
- [12] C. Sandino, E. Correa, F. París. Numerical analysis of the influence of a nearby fibre on the interface crack growth in composites under transverse tensileload. *Engineering Fracture Mechanics* 2016; (168):58–75.

## Conclusion générale

Les résultats obtenus dans ce travail montrent que :

- ✓ Une fissure, initiée dans la matrice parallèlement à l'interface avec la fibre, se développe, sous l'effet des contraintes résiduelles, par cisaillement de ses lèvres, en mode mixte II et III. Le mode III est le mode de propagation prédominant.
- ✓ Une tendance de cette fissure vers l'interface entraîne une augmentation de ces paramètres. Ceci indique clairement que les contraintes résiduelles sont intensivement localisées dans la matrice au voisinage très proche de l'interface. Ce qui explique les fortes valeurs obtenues de ces deux critères de propagation. Le risque de propagation est donc plus élevé lorsque la fissure est initiée près du renfort.
- ✓ La croissance d'une fissure amorcée dans la matrice du composite Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> perpendiculairement à l'interface favorise très fortement son instabilité. La cinétique de croissance croît très rapidement lorsque la fissure tend vers l'interface.
- ✓ Le mode d'instabilité d'une fissure initiée dans la matrice est étroitement lié à son orientation par rapport à l'axe principal de la fibre. Une fissure très faiblement orientée se propage, sous l'effet des contraintes résiduelles, essentiellement en mode mixte I, II et III, une fissure normalement orientée en mode I, II et III, est une fissure très favorablement orientée par rapport à la préférentielle du champ des contraintes résiduelles en mode I pur;
- ✓ Le facteur d'intensité de contraintes en mode I, II et III aux fronts de la fissure A et B dépend de l'intensité du champ des contraintes résiduelles traversé par ces deux fronts;
- ✓ Une fissure normalement orientée initiée dans la matrice se propageant vers la fibre pénètre le renfort par cisaillement de ses lèvres (mode I, II et III). La propagation d'une fissure matricielle en mode d'ouverture est totalement freinée par les fibres. Cette fissure a tendance, sous l'effet des contraintes résiduelles de tension, à s'ouvrir dans la direction de ces contraintes, mais ne pénètre pas la fibre;
- ✓ Indépendamment de l'orientation de la fissure, les deux fronts de fissuration se propagent dans la matrice soumise à un même niveau de contrainte résiduelle d'origine thermique non homogène ;
- ✓ Une fissure initiée dans le métal, se propage vers le renfort céramique en modes I, II et III. Le mode prédominant d'une telle fissure dépend de son orientation par rapport à

l'interface. Sa cinétique de propagation est étroitement liée à sa taille et à l'intensité du champ de contraintes traversé par les fronts de fissuration.

- ✓ Dans le même modèle composite, une fissure se développe à l'interface fibre/matrice, est plus instable en mode mixte et les valeurs  $K_{II}$  et  $K_{III}$  sont beaucoup plus élevées que celles du mode d'ouverture  $K_I$ , pour un chargement thermique. En revanche, pour un chargement mécanique (compression), cette fissure se propage essentiellement par ouverture de ses lèvres.
- ✓ Une méthode de zone cohérente est utilisée pour étudier le comportement d'une fissure interfaciale (décollement) dans un matériau composite unidirectionnel Carbone / Epoxy, en fonction de l'insuffisance des propriétés élastiques et de la fracture. Nous avons établi une étude de simulation numérique pour caractériser l'analyse du TRE et l'intensité des contraintes mécaniques dépendent non seulement du niveau de chargement mécanique appliqué, mais aussi de l'angle de décollement à l'interface fibre / matrice.
- ✓ En particulier, l'influence de l'élaboration des processus de la géométrie rend nécessaire de choisir un VER optimal pour un champ de contrainte approprié afin de minimiser le risque de décohésion interfaciale fibre / matrice.
- ✓ Le niveau des valeurs de l'intégrale  $J$  dans le front du décollement de la fibre tend à devenir stable et indépendant des fibres voisines lorsque le pourcentage de fibres dans ce composite dépasse les 70%. Pour une fraction volumique supérieure à 70%, l'endommagement est plus favorable. L'augmentation au niveau des valeurs de l'intégrale  $J$  en fonction de la fraction de volume est beaucoup plus remarquable pour le VER hexagonal que pour un VER carré.
- ✓ Cependant, l'étude d'une analyse des effets spécifiques au comportement du matériau car la fraction volumique est favorisée pour un motif carré, comme pour un motif hexagonal pour ses valeurs, moins risquées, en utilisant la méthode Contour Intégrale / Cohésive Zone (CICZ). Ces conclusions ont motivé notre choix de motifs carrés pour représenter un composite avec une fibre cassée.

### Perspectives

Les éléments de conclusion abordés laissent, bien entendu, des points qui restent à améliorer, à valider et à approfondir, notamment :

## Conclusion générale

---

- ❖ Dans le modèle de propagation de fissure, on ne considère la matrice métallique qu'en mode élastique. En perspective, l'influence de la zone plastifiée doit être prise en compte.
- ❖ Nous avons proposé une méthode de calculs FEM pour une interface en présence des éléments cohésifs en mode mixte. Des approches de type X-FEM seraient ainsi des pistes intéressantes à considérer.
- ❖ Pour les modèles d'éléments finis et les calculs numériques réalisés, le niveau de contraintes résiduelles initiales est supposé être analogue à celui trouvé dans la littérature technique. Dans un travail futur, il est nécessaire de valider à l'aide de mesures expérimentales les modèles étudiés.