RÉPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEURE ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE DJILLALI LIABES DE SIDI-BEL-ABBES
Faculté de Technologie
Département de Génie Mécanique



Thèse de Doctorat

Laboratoire Mécanique Physique des Matériaux

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Sciences des Matériaux

Présentée par ***Mme SELLAM Souad***

Analyse par la méthode des éléments finis Des contraintes résiduelles dans les matériaux composites

Soutenue le : 08/12/2015 devant le jury composé de :

Président :

Mr KADDOURI Khacem Professeur, Université de Sidi Bel Abbes.

Examinateurs **:**

Mr HEBBAR Ahmed Professeur, Université de Mostaganem

Mr AMINALLAH Laid MCA, Université de Mascara

Mr BOUZIANE Mokhtar MCA, Université de Mascara

Mr MECHAB Belaid MCA, Université de Sidi Bel Abbes

Directeur de thèse **:**

Mr. SERIER Boualem Professeur, Université de Sidi Bel Abbes.

2015-2016

Remerciements

Ce travail a été réalisé au sein de l'équipe de recherche affiliée au laboratoire agréé de ***L.M.P.M,*** *faculté de Technologie Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbés.*

Je voudrais tout d'abord témoigner ma profonde reconnaissance à mon encadreur Monsieur ***SERIER Boualem*** *Professeur à l'Université Djillali Liabés ,Sidi Bel Abbés et directeur de notre laboratoire, il a dirigé ce travail, guidé mes premiers pas dans la recherche et a suivi l'évolution de ma thèse avec beaucoup d'intérêt, je le remercie infiniment.*

Je remercie également Monsieur ***KADDOURI Khacem,*** *Professeur à l'Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbés qui m'a fait l'honneur de présider mon jury.*

Mes remerciements vont aussi à Messieurs ***HEBBAR Ahmed*** *Professeur à l'Université de Mostaganem, Messieurs* ***BOUZIANE Med Mokhtar, AMINALLH Laid*** *Maîtres de Conférence calasse A à l'Université de Mascara ainsi que Monsieur* ***MECHAB Belaid*** *Maître de Conférence calasse A à l'Université de SBA en acceptant de faire partie du jury et d'en être examinateurs.*

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à ma chère amie Mademoiselle FEKIRINI ***Hamida,*** *Maitre de conférence classe A, membre de notre laboratoire, pour son aide et son soutien le long de mon travail ainsi que ses encouragements, également à Madame* ***BOUAFIA Farida*** *Maître de Conférence calasse A au centre universitaire de Temouchent pour son immense aide , je ne cesserai de la remercier jusqu'au dernier souffle de ma vie.*

Ma reconnaissance à ***ma famille,*** *surtout ma mère ainsi que mon mari pour leur patience.*

Résumé

Dans ce travail, un modèle numérique a été développé pour analyser les effets du chargement mécanique, thermique ainsi que l'effet combiné des deux sur les matériaux composites à matrice Pyrex (Py) renforcée par des fibres en Alumine (Al_2O_3). La méthode des éléments finis a été utilisée pour la détermination du niveau des contraintes résiduelles, du facteur d'intensité de contraintes en fonction de la propagation des fissures dans ces composites et à l'interface matrice/fibre. L'Influence de ces chargements sur les facteurs d'intensité de contrainte de fissures dans la matrice a été analysée ainsi que le comportement des fissures inclinées. D'autre part, on s'est intéressé à l'existence de défauts (pores et micro-fissures) près de l'interface fibre/matrice et leurs effets sur la propagation des fissures.

Abstract

In this work, a numerical model was developed to study the effects of thermal, mechanical load as well as the combined effect in Al_2O_3 fiber–reinforced ceramic–matrix Pyrex. The finite element technique was used to analyze the level and distribution of the residual stresses and calculate the stress intensity factors for crack growth in ceramic matrix composites at the interface matrix/fiber. Influences of the applied load on the stress intensity factors for crack in matrix have been investigated. The behaviour of inclined cracks has been also analyzed. The effects of the applied load and the existence of defects (pore and micro-crack) near the interface fiber/matrix on the crack growth were identified.

Table des matières

Introduction générale

Chapitre I **Généralités sur les matériaux composites …….**.....

I. Présentation des matériaux composites.....1

I.1.Définition 1

I.2 Classification des composites.....2

I.3 Constituants de base 5

I.3.1 Renforts.....5

1. Fibres en carbure de silicium.....*5*
2. Fibres en Alumine:.....5
3. Fibre en Carbone.....6
4. Fibre en Bore.....6
5. Fibre en Verre.....7
6. Fibre en Zircone.....7
7. Les différentes formes de renforcement 8

I.3.2 Matrice.....9

1. Matrices Polymères 9
2. Matrice époxy.....10

2.1 Caractéristiques de la matrice époxy.....11

3. Matrices métalliques 11
4. Alliages d'Aluminum.....12
5. Alliage de Titane..... 12
6. Matrice Pyrex..... 14

6.1 Origine..... 14

6.2 Produit Pyrex 14

6.3 Composition chimique.....16

6.4 Propriétés physiques du Pyrex 16

6.5 Domaines d'utilisation.....16

I.4 .Problématique des matériaux composites 16

1. Interface 16

2. Interphase 17

3. La nature des liaisons interfaciales 18

4. Interface continue.....18

5. Interface discontinue (non liée).....18

I.5. Rôle des interfaces et des interphases.....19

Références bibliographiques

Chapitre II Procédés d'élaboration des matériaux composites

II.1 Introduction.....23

II.2. Les procédés par voix sèche : les pré-imprégnés.....23

II.3. Les procédés LCM (Liquid Composite Molding) 25

II.4. Le procédé d'injection RTM.....25

II.5. Le procédé d'infusion de résine 26

II.5.1 Le procédé RFI.....27

II.5.2 Le procédé LRI 27

II.5.3 Avantages et inconvénients 28

II.6 Mise en œuvre des matériaux composites.....28

II.6.1 Moulage sans pression.....28

II.6.1.1 moulages au contact 29

II.6.1.2 Moulage par projection simultanée.....30

II.6.2 Moulage sous vide.....31

II.6.3 Moulage par compression 31

II.6.3.1 Moulage par injection de résine.....32

II.6.3.2 Moulage par compression à froid.....32

II.6.3.3 Moulage par compression à chaud.....32

II.6.3.4 Moulage par injection.....33

II.6.4 Moulage en continu.....33

II.6.5 moulage par pultrusion.....34

II.6.6 moulage par centrifugation.....35

II.6.7 Moulage par enroulement filamentaire.....36

Références biobibliographiques.

Chapitre III Contraintes internes dans les matériaux composites

Introduction

III.1 Origine des Contraintes résiduelles.....39

III.2 Sources de contraintes résiduelles et de déformations.....42

III.2.1 Contraintes thermiques 42

III.2.2 Retrait chimique de la résine.....46

III.2.3 Interaction moule-pièce 48

III.2.4 Déformations résiduelles : le retour d'angle (« spring-in »).....49

III.3 Mesure des contraintes internes.....51

III.3.1 Méthodes expérimentales 51

III.3.2 Méthodes analytiques 52

Références bibliographiques.....55

Chapitre IV Endommagement des matériaux composites

Introduction

IV.1. Endommagement des matériaux composites.....59

IV.1.1 Mécanismes d'endommagement et de rupture 59

1. Microfissuration matricielle.....60
2. Endommagement interfacial.....60
3. Endommagement du renfort.....61
4. Délaminage 61

IV.1.2. Développement des mécanismes et processus de rupture..... 62

IV.2. Techniques de détection de l'endommagement.....64

IV.2.1. Méthodes directes de caractérisation.....64

a. Microscopie optique.....64

b. Radiographie X.....64

c. Autres techniques de caractérisation directe.....65

IV.2.2. Méthodes indirectes de caractérisation.....69

a. Emission acoustique.....69

b. Fibres optiques à réseaux de Bragg.....71

c. Autres techniques de caractérisation indirecte.....72

Références bibliographique.....74

Chapitre V Résultats et analyse

V.1 Introduction.....77

V.2 Modélisation par éléments finis 78

V.2.1. Modèles micromécaniques.....78

V.2.2. Modélisation par éléments finis.....79

V.3. Evaluation des facteurs d'intensité de contrainte 81

V.3.1. Cas d'une fissure à l'interface.....81

V.3.2. Cas d'une fissure initiée dans la matrice.....83

V.3.3. Angle de propagation de fissure.....83

V.4. Analyse et Résultats.....84

V.4.1. Cas d'une fissure matricielle.....84

V. 4.1.1. Interaction fissure-pore.....85

V.4.1.2. Interaction fissure-fissure.....88

V.4.2. Cas d'une fissure interfaciale.....90

V.4.3. Cas d'une fissure centrale inclinée par rapport à l'interface.....92

V.4.3.1. Effet de la taille de la fissure.....92

V.4.3.2. Effet de l'orientation de la fissure 95

V.4.4. Fissure initiée au bord et orientée 97

V.4.4.1. Effet de la taille de la fissure.....97

V.4.4.2. Effet de l'orientation de la fissure……99

V.4.5. Effet de l'interaction pore-fissure à l'interface fibre/matrice……100

V.5 Cas d'une fissure matricielle……102

V.5.1. Effet du chargement thermique……102

V.5.2. Effet du chargement thermomécanique……104

V.6 Cas d'interaction fissure –pore……106

V.6.1 Effet du chargement thermique……106

V.7 Cas d'interaction fissure –fissure……108

V.7.1 chargement thermique……108

V.7.2 Chargement mécanique……111

V.8 Cas de deux fissures interfaciales……113

V.8.1. Effet du chargement thermique……114

V.8.2. Effet du chargement thermomécanique……115

Conclusion générale ……118

Références bibliographiques ……120

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Introduction générale

Les composites ne cessent d'évoluer vers des produits qui sont, soit les moins coûteux possibles, soit les plus performants, et dans l'idéal les deux à la fois. Dans de nombreux domaines tels que l'aéronautique, l'armement, l'automobile, le génie civil, les transports, le médical, etc. ..., l'utilisation des matériaux composites est en constante progression. Cet engouement n'est pas un hasard mais un développement judicieux soutenu par des intérêts techniques et économiques, pour ce faire La nature des endommagements des matériaux composites, leurs mécanismes d'apparition et de progression ont fait l'objet de nombreuses études, en fait, ces endommagements peuvent être lies à des défauts initialement présents dans la structure (lies aux constituants ou au procèdes de mise en œuvre) mais aussi être la conséquence de sollicitations extérieures de diverses origines (mécaniques, thermiques, hydriques…).En vue d'une meilleure optimisation des structures mécaniques en matériaux composites, il convient donc de maîtriser ces processus d'endommagement et de prévoir par des modèles constitutifs adaptés les conséquences qui en découlent.

La présente étude vise au premier lieu le comportement de fissures initiées dans les matériaux composites Py/Al_2O_3 sous l'effet du chargement appliquée. L'Influence de ces chargements ainsi que leur nature sur les facteurs d'intensité de contrainte de fissures dans la matrice a été analysé ainsi que le comportement des fissures inclinées. D'autre part, on s'est intéressé à l'existence de défauts (pores et micro-fissures) près de l'interface fibre/matrice et leurs effets sur la propagation des fissures. L'originalité de cette étude réside sur la triple interaction entre fissure, porosité et interface.

L'objectif principal de notre travail est de mettre en œuvre des composites à base de fibres céramique en contrôlant l'état de contrainte et leur durée de vie.

La partie bibliographique de ce document traite essentiellement tout ce qui peut être lié au composites. Cette revue préliminaire se subdivise en quatre chapitres :

• Le premier traite essentiellement un aperçu général sur les matériaux composites. Le deuxième présente quelques procédés d'élaboration de ces matériaux ainsi que les notions d'adhésion. Le troisième chapitre est dédié à l'existence des contraintes internes et résiduelles lors de l'élaboration de ces composites. Les différents mécanismes d'endommagement dans les composites font l'objet du quatrième chapitre. Pour finir, les principaux résultats sont synthétisés dans le dernier chapitre suivi d'une conclusion générale qui ouvre également quelques perspectives.

CHAPITREI

GÉNÉRALITÉ SUR LES MATÉRIAUX COMPOSITES

I- Présentation des matériaux composites :

I-1 Définition :

Le matériau composite est constitué de l'assemblage d'au moins deux matériaux non miscibles et de natures différentes, se complétant et permettant d'aboutir àun matériau dont l'ensemble des performances est supérieur à celui des composants pris séparément.»[1]. Cette association a pour but d'obtenir un matériaudont les propriétés spécifiques (propriétés mécaniques rapportées à la masse volumique) sontsupérieures à celles de la matrice non renforcée. Le concept de matériau composite, par le choix des constituants et de leurs proportions respectives, ainsi que par le choix de la forme des dimensions et de la disposition des renforts, permet donc de concevoir un matériau présentant les caractéristiques spécifiques recherchées.

Dans de nombreux domaines tels que l'aéronautique, l'armement, l'automobile, le génie civil, les transports, le médical, etc. ..., l'utilisation des matériaux composites est en constante progression. Cet engouement n'est pas un hasard mais un développement judicieux soutenu par des intérêts techniques et économiques **[1]**

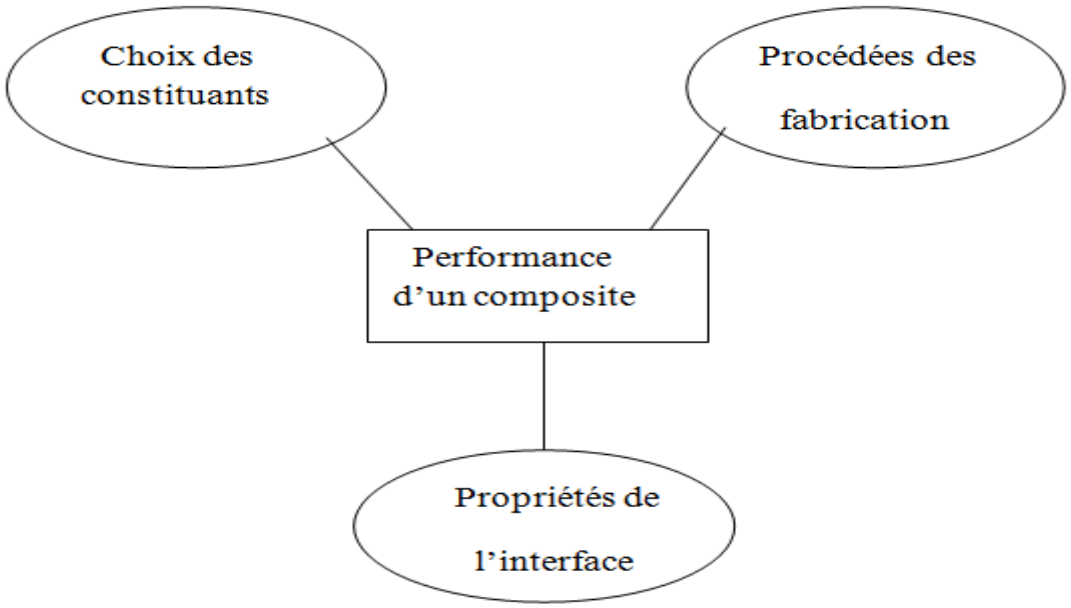


Fig.I.1 *: Paramètres qui conditionnent les performances d'un composite [1]*

I-2 Classification des composites :

Les matériaux composites sont classés en différentes catégories, selon les types du renfort et la matrice [18]. La première se compose de trois familles principales :

Renfort à fibres courtes.

Renfort à fibres longues.

Renfortà particules.

Dans la seconde, on distingue les matériaux à :

Matrices métalliques,

Matrices polymères,

Matrices céramiques.

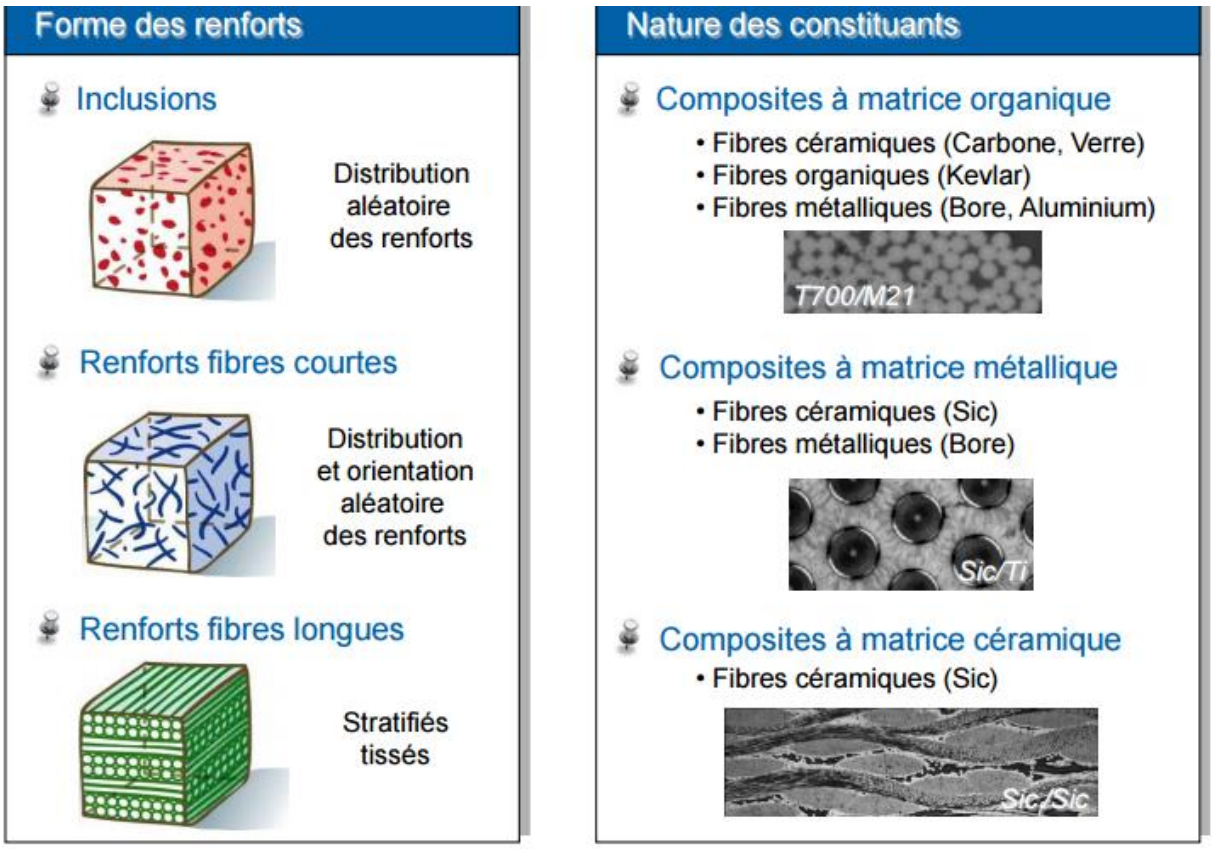


Fig.I.2 *:Classification des matériaux composites(Introduction générale sur les matériaux composites Frédéric Laurin)2011* ***[2]***

La nature du matériau constituant la matrice permet de répertorier trois grandes classes de composites, considérées ici par ordre croissant de tenue entempérature :

Les composites à matrice **polymère** (C.M.P.), les composites à matrice **métallique** (C.M.M.) et les composites à matrice **céramique** (C.M.C.). Il est alors possible d'associer à ces trois types de matrice soit des renforts discontinus, dont toutes les dimensions sont très inférieures aux dimensions de la pièce, soit des renforts continus, dont au moins une

dimension est du même ordre de grandeur qu'une dimension de la pièce. Les matériaux utilisés comme renforts présentent de bonnes propriétés mécaniques intrinsèques (carbone, alumine, silice, bore, kevlar, acier, nitrure et carbure de silicium…). Parmi les renforts discontinus, on trouve des fibres courtes monocristallines (wiskers) d'une longueur comprise entre 20 et 100 micromètres et des particules (billes, plaquettes, éclats…) avec une taille qui peut atteindre quelques centaines de micromètres. Les renforts continus ou fibres longues ont quant à eux un diamètre qui varie selon leur nature entre quelques micromètres à plus d'une centaine de micromètres. Selon l'application envisagée l'assemblage de ces fibres longues peut être unidimensionnel (plis unidirectionnels), bidimensionnel (plis tissés, mats à fibres coupées de quelques centimètres ou à fibres continues) ou tridimensionnel (tissus multidimensionnels) **[3]** .

La fabrication des composites à matrice polymère (C.M.P.) emploie quartes types de matrices :

- Les résines thermodurcissables:ce sont des polymères, qui après traitement thermique se transforment en des produits essentiellement infusibles et insolubles. Ces résines ont la particularité de n'être mises en forme qu'une seule fois (processus irréversible). Aussi leurs caractéristiques thermomécaniques élevées font qu'elles sont les plus employées actuellement(3/4 des C.M.P. actuels) . Les principales résines thermodurcissables utilisées sont **[4]** : les polyesters insaturés (polyester condensé, vinylesters etc…), les résines de condensation (phénoliques, aminoplastes, furanique, etc…) et les résines Époxydes.

- les résines thermoplastiques : Ce sont des résines qu'on appelle communément les plastiques, elles sont moins utilisées mais en pleine progression du fait notamment d'une plus grande recyclabilité (réutilisation après broyage). Elles se distinguent des thermodurcissables par le fait de pouvoir être mises en forme plusieurs fois par chauffage et refroidissement dans un intervalle de température spécifique au polymère utilisé. De plus, elles présentent une aptitude à l'état liquide à se mouler facilement par plasticité. Leur mise en œuvre se fait en général par injection à haute pression. Les principales résines thermoplastiques sont à base de polyamide, polyéthylène, polycarbonate et polychlorure de vinyle (PVC ,polypropylène, polyamide…).

- Résine thermostable : polymère présentant des caractéristiques mécaniques stables sous des pressions et des températures élevées (>200°C) appliquées de façon continue. Cette propriété est mesurée en déterminant la température que peut supporter la résine durant 2000h sans perdre la moitié de ses caractéristiques mécaniques.

- Elastomère thermoplastique polymère fortement élastique.

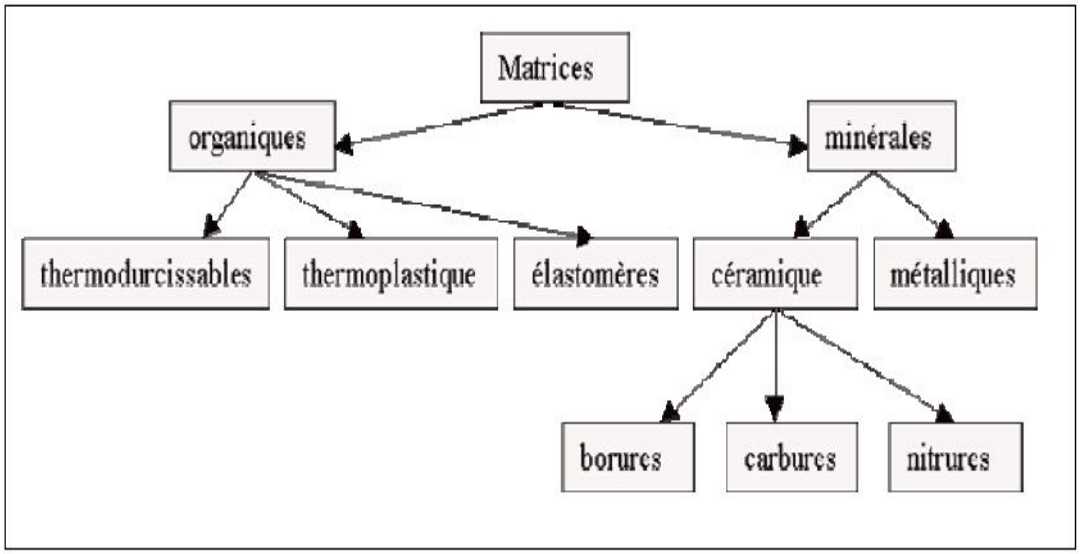


Fig.I.3**: Différentes familles de matrices **[4]

Les matrices polymères renforcées par des fibres de verre employées notamment dans les produits de grande diffusion, sont d'une grande importance industrielle. Les fibres de carbone et de kevlar sont utilisées dans une moindre mesure pour des applications hautes performances dans l'aéronautique et l'aérospatiale. D'autres types de renforts sont employés tels que des billes (verre, élastomère …) et des charges (fibres broyées, écailles, poudres…). Les pièces en composite à matrice polymère prennent des formes variées (coques, plaques, pièces de révolution…) grâce aux nombreux procédés deformage mis au point (moulage, pultrusion, estampage…) [26]. Ces composites permettent un allégement des pièces de structure habituellement fabriquées en alliages métalliques. Les composites à matrice polymère présentent néanmoins un vieillissement sous l'action de l'eau et de la chaleur [6 ; 7], L'utilisation des **C.M.P**. reste limitée au domaine de températures inférieures à **200°C**Pour des applications plus haute température. **[5]**

On fait appel aux composites à matrice métallique **(C.M.M.)** jusqu'à **600°C**. Les métaux ou alliages métalliques, utilisés dans la fabrication des C.M.M., sont généralement choisis en fonction de leurs propriétés spécifiques dans l'état non renforcé **[10].**Les C.M.M. présentent de bonnes caractéristiques mécaniques spécifiques, une bonne résistance à la température et aux chocs thermiques ainsi qu'une bonne résistance à l'usure et à l'abrasion. Toutes ces

aptitudes sont mises à profit dans la fabrication de pièces de structure (carters, inserts…) et d'organes fonctionnels (bielles, soupapes…) travaillant à haute température **.**

Enfin, lorsque les températures d'utilisation sont **supérieures à 1000°C**, on a recours aux composites à matrice **céramique**. Dans ce type de composite, le renfort est généralement constitué de fibres longues en carbone, en silice ou en carbure de silicium, assemblées par tissage multidimensionnel. Ces matériaux sont développés essentiellement dans le domaine aérospatial en tant que structure thermique (disques de frein, tuyères, volets, tuiles ablatives…) en raison de leur haute résistance thermomécanique spécifique **[8 ; 9]**

I-3Constituants de base :

I-3-1 Renforts :

Le renfort a pour rôle de supporter l'essentiel de l'effort mécanique appliqué au matériau composite grâce à ses caractéristiques mécaniques élevées (modules et limite d'élasticité, résistancemécanique[**17]**Il se présente sous forme fibreuse ou particulaire selon les utilisations. La recherche de renforts performants s'oriente dans le cas des renforts fibreux, à quelques exceptions prés, vers les verres, carbone, etc., du fait de leurs hautes performances mécaniques et de la relative maîtrise de leur élaboration. D'autres fibres sont également commercialisées mais restent peu utilisées du fait de leur mise en œuvre plus complexe et de leur coût plus élevé : fibres multibrins de carbure de silicium, d'alumine et de silice. **[10]**

1. ***Fibres en carbure de silicium:***

Les fibres de carbure de silicium sont une bonne réponse à l'oxydation du carbone dès 500°C. Ces fibres sont d'un usage très fréquent en particulier dans le domaine de l'aéronautique, et ceci à cause de leur bonne stabilité thermique, leurs propriétés mécaniques, et leurs diamètres importants. Elles sont destinées à des matrices métalliques ou céramiques . Leur coût de production est très élevé ce qui limite donc leur utilisation.

2. ***Fibres en Alumine:***

L'alumine est à l'heure actuelle la céramique technique type oxyde la plusrépandue. Dans les applications mécaniques et thermomécaniques l'alumine subit laconcurrence des céramiques plus performantes (ZrO2, SiC, Si3N4……).C'est dansl'industrie électronique qu'elle garde toute sa compétitivité [**11**].

Module de Young	E (GPa)	360 à 440
Coefficient de poisson	(νm)	0.2
C.T.E	(αm)	6.5E-006
Résistance mécanique	(GPa)	2
Masse volumique	(g/cm3)	3.8 à 3.9

Tableau I-1 *: Propriétés mécanique des fibres en alumine* **[11]**

3. *Fibres en Carbone:*

Ce type de renfort est obtenu par carbonisation des fibres polymères (rayonne, etplus particulièrement polyacryloniriles), éventuellement tissées ou tressées au préalable. L'utilisation des fibres de carbone s'est développée dans les matériaux compositesutilisés comme matériaux à « hautes performances », destinés à des industries trèsexigeantes, en particulier l'aérospatial.

La caractéristique la plus remarquable de ces fibres, est leur isotropie transversale ducoefficient de dilatation thermique. Cette caractéristique qui a fait couler beaucoupd'encre ces dernières années est liée aux structures cristallines.Les propriétés des fibres de Carbone utilisées sont regroupées dans le tableau I.2 ci-dessus [**12**]

Module de Young	Ef	180 à 230GPa
Coefficient de poisson	νf	0.18
C.T.E Longitudinale (axial) Transversal (radial)	(αm)	 5E-007 °C -1 8 E-006 °C-1
Température max d'utilisation		2000°C
Résistance a la traction		2.2(GPa)

Tableau I-2 *:Propriétés mécaniques des fibres en carbone* **[12]**

4. *Fibres en Bore :*

Le bore est actuellement un des matériaux de renfort les plus prometteurs. Il esttrès dur (comparable au carbure de silicium), et sa résistance mécanique est importante.

Pareils à la plupart des métaux, les fibres en bore possèdent un coefficient de dilatationthermique nettement supérieur à la fibre SiC. Les propriétés du bore sont regroupéesdans le tableau I.3 [**12**]

Module de Young	**Ef**	300 à 420GPa
Coefficient de poisson	**ν**f	0.18
C.T.E	**(αm)**	8.3 E-006C-1
Résistance a la traction		3(GPa)
Température max d'utilisation		500 à700°C

Tableau I-3: *Propriétés mécaniques des fibres en bore.* **[13]**

5. Fibres en verre :

Le verre possède une très bonne résistance à la rupture dépassant même celle decertains métaux. Cependant, le verre est un matériau très fragile du fait de sa fortesensibilité aux microfissures. Cette fragilité diminue lorsque le verre est sous forme defibre puisque les microfissures sont moins nombreuses, ce qui lui confère de bonnesperformances.

Il existe différents types de verre : le verre E, C, D, R ou S, qui sont obtenus suivant unecomposition différente du mélange de préparation, par conséquent, leurs propriétésdiffèrent également. Le tableau I-4 regroupe les différentes propriétés des fibres de verre.

Module de Young	E (GPa)	**72**
Coefficient de poisson	(νm)	**0.22**
C.T.E	(αm)	**5 E 006C**
Résistance a la traction		**3(GPa)**

Tableau I-4*: Propriétés mécanique des fibres de verre* ***[13]***

6. Fibres en Zircone :

Les fibres en zircone se distinguent par d'excellentes caractéristiques (une grandedureté, inertie chimique et une bonne résistance aux attaques des métaux). En plus deces propriétés, ces fibres ne sont pas altérées même à de températuresélevées.

Module de Young	Ef (GPa)	180 à 210
Coefficient de poisson	νf	0.22
C.T.E	(αm)	5 à16 E 006C
Température max d'utilisation		1500°C

Tableau I-5*: Propriétés mécanique des fibres en zircone* ***[6]***

Renfort	Diamètre du filament	Masse volumique	Module d'élasticité longitudinal	Module de cisaillement	Coefficient de poisson	Contrainte de rupture en traction	Allongement à rupture	Coefficient de dilatation thermique	Conductivité thermique à 20C°	Température limite d'utilisation
	Ø µm	ρ Kg/m³	E(Mpa)	G(Mpa)	ν	σ rupture (Mpa)	A%	α °C-1	λ w/mxC°	T_{max} C⁰
Verre « R » (hautesperformances)	10	2500	86000		0.2	3200	4	$0.3x10^{-5}$	1	700
Verre « E » (applications courantes)	16	2600	74000	30000	0.25	2500	3.5	$0.5x10^{-5}$	1	700
Kevlar 49	12	1450	130000	12000	0.4	2900	2.3	$-0.2x10^{-5}$	0.03	
Graphite « HR » (haute résistance)	7	1750	230000	50000	0.3	3200	1.3	$0.02x10^{-5}$	200 (20C°) 60 (800C°)	⟩1500
Graphite « HM » (haute module)	6.5	1800	390000	20000	0.35	2500	0.6	$0.08x10^{-5}$	200 (20C°) 60 (800C°)	⟩1500
Bore	100	2600	400000			3400	0.8	$0.4x10^{-5}$		500
Alumine	20	3700	380000			1400	0.4		50 (20C°) 7 (800C°)	⟩1000
Silicate d'alumine	10	2600	200000			3000	1.5			
Carbure de silicium	14	3450	450000			3000	0.7	$0.5x10^{-5}$		1300
Polyéthylène		960	100000			3000				150

Tableau I-6 *:Caractéristiques de quelques renforts.* **[1.6]**

7. Les différentes formes de renforcement :

La forme et la disposition des renforts sont importantes. Pour simplifier la manipulation des fibres, des semi-produits dans lesquels plusieurs milliers de fibres sont placées côte à côte avec des directions connues ont été mis au point. Les différentes formes de renforcement peuvent être réalisées à l'aide de différente configuration d'orientation de fibre (figure 6) :

- Les unidirectionnels (tissu UD).
- Les bidirectionnels (toile, sergé, satin).
- Les tridimensionnelles

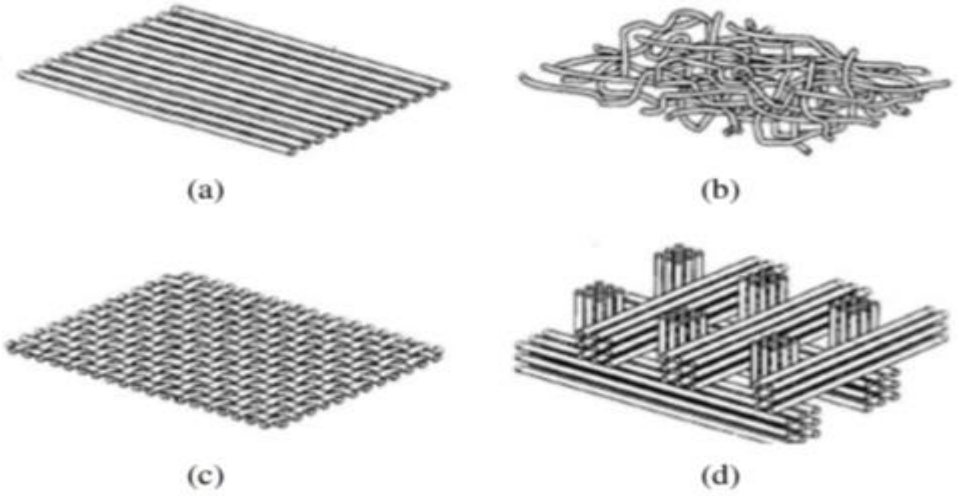


Figure I.4 : *Les différentes formes de renforcement :(a) nappe unidirectionnelle, (b) mat, (c) tissu, (d) tissu tridimensionnel orthogonal.* ***[1]***

I-3-2 Matrices :

La matrice est l'un des constituants de base des matériaux composites, qui revêt trois fonctions principales : la répartition de la charge mécanique sur tous les renforts, la cohésion des fibres pour une meilleure homogénéisation de l'ensemble et la protection des renforts vis à vis du milieuextérieur (chocs thermiques ou mécaniques)**[11].** La matrice doit avoir une masse volumique faible afin de conserver au composite des caractéristiques mécaniques élevées.
Plusieurs classes de matériaux composites peuvent être citées en fonction de lanature de leur matrice .Les plus développés sont les CMP (92% dumarché mondial), viennent ensuite les CMC (7%), et loin derrière les CMM(1%).

1. ***Matrice Polymères***

Les résines polymères les plus employées dans les matériaux composites sont les résines thermodurcissables et les résines thermoplastiques (§1.3). Il existe d'autres catégories de résines : les résines thermostables et les polymères thermoplastiques qui peuvent résister à des sollicitations thermiques continues de 200°C et même plus. Toutefois l'usage de ces résines reste spécifique ce qui limite leur fabrication. Sur le tableau I-7 sont regroupées les caractéristiques mécaniques et physiques des matériaux polymères. [**7**]

Résines	nom	ρ(kg/m3)	E (MPa)	υ	R (MPa)	α µm/m°C	Prix (F/kg)
TD	Polyester	1300	3800	0.37	88	100	15
	Vinylester	1200	3500	0.35	81	65	18
	Epoxyde	1220	5200	0.38	121	40	40
	Silicone	1550	1 0 0 0	0 . 45	3	30	200
	Polyimide	1217	3450	0.35	80	36	150
	Phénolique	1350	3000	0.36	70	80	10
	Polyamide	1130	1900	0.33	70	85	25
TP	Polycarbonate	1100	2300	0.33	60	70	30
	Polyester saturé	1310	2800	0.33	55	90	
Métaux	Aluminium	2630	69000	0.33	358	23	13
	Acier XC10	7850	210000	0.29	1000	1000	10
	Cuivre	8940	119000	0.30	350	17	11
	Magnésium	1660	42000	0.30	280	25	27

Tableau I-7 *: Caractéristiques mécaniques et physiques des matériaux polymères* [**7**].

2. Matrice époxy

La matrice époxy joue le rôle de liant vis-à-vis des fibres, assure le transfert de charge d'une fibre à l'autre et protège les fibres. Elle confère au matériau composite son comportement élastoplastique. Celui-ci, au sein du composite, est généralement peu visible macroscopiquement, mais fondamental à l'échelle microscopique car, il est responsable du report de charges différé des fibres rompues aux fibres voisines.

Généralement, la matrice époxy appartient à la classe des polymères thermodurcissables, résultats d'une réaction de polycondensation à chaud entre les monomères et un durcisseur pour former les ponts chimiques (réticulation) nécessaire à la formation d'un réseau tridimensionnel, non cristallin et infusible à haute densité de réticulation. Ces types de résine trouvent une très grande application dans l'industrie aéronautique et permettent l'élaboration de matériaux composites ayant de bonnes propriétés mécaniques et qui peuvent être utilisées à des températures de l'ordre de 150 à 200 °C. Ainsi, le choix des matériaux composites unidirectionnels carbone/époxy a été adopté pour entrer dans la conception des réservoirs de stockage de gaz sous haute pression [**9**].

2.1 Caractéristiques de la matrice époxy :

La matrice époxy est une résine de type R68-1. Elle est très variable et par sa nature ductile donne l'avantage de bonnes caractéristiques mécaniques de renforcement par déformation plastique à l'état solide . Elle possède des propriétés mécaniques et thermomécaniques plus élevés ainsi qu'une excellente adhérence aux renforts, mais elle présente une très grande sensibilité à la fissuration. Des mesures des propriétés plastiques ont été effectuées sur la partie non linéaire de la courbe contrainte/déformation par interpolation linéaire entre 40 et 70 % de déformation comme le montre la figure I-2. Les moyennes des résultats établissent le module d'Young et le coefficient de poisson moyens de la résine époxy R368-1: [**8**]

- E_0= 3050 ± 30MPa ; [**5**]
- ν =0.35 ± 0.02. [**5**]
- $\alpha = 4E^{-005}$. [**2**]

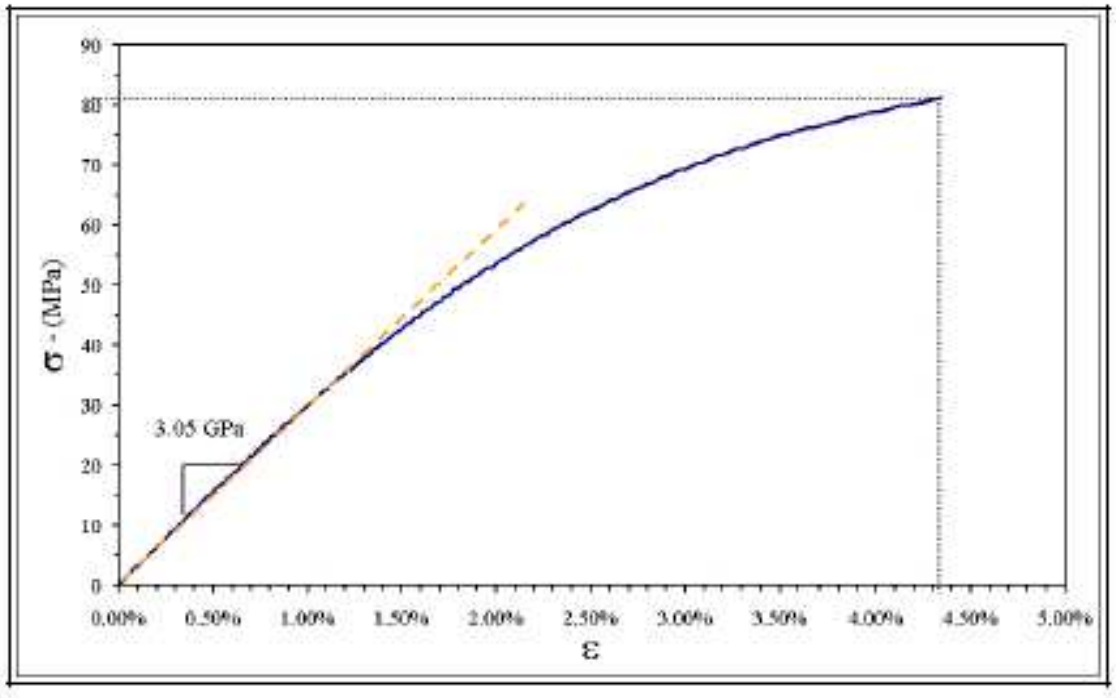


Fig. I- 5 *Courbe de traction sur éprouvette de résine époxy R368-1 [8].*

3. Matrices métalliques:

Pour un grand nombre d'applications et dans bien des secteurs d'activité,l'utilisation des matériaux composites à matrices métalliques présente un grand intérêt,quand il s'agit de bénéficier de propriétés mécaniques spécifiques accrues, à de meilleures tenues en température. Les composites à matrices métalliques à fibres longues possèdent des

propriétésmécaniques plus élevées que les autres composites à matrice métallique, mais leur coûtde fabrication réduit leur champ d'application à des domaines très avancés. Le prix derevient d'un composite à matrice métallique à fibres longues se compose en parts égalesentre le prix de la fibre d'un côté et le coût de la matrice et de l'élaboration du composite [**9**]. Le prix de la fibre peut chuter une fois l'application lancée, il estévident que le choix du processus de fabrication est la clé de la réduction de coût dansla réalisation des composites à matrice métallique.

Cependant, et Malgré des débuts prometteurs, entretenus par d'importants efforts derecherche (consentis par les industries aéronautique, spatiale, automobile et de défense,dans les années 70 et 80, ayant pour but l'allégement des structures) les CMM restent àl'heure actuelle très peu développés. Seuls les CMM à base d'aluminium,principalement renforcés par des particules de carbure de silicium, sont exploités dansl'industrie.

4. Alliages d'Aluminium:

Les caractéristiques tout à fait particulières des alliages d'aluminium en font desmatériaux de choix dans de nombreuses applications, notamment enaéronautique et enaérospatiale. De par leur nature métallique les alliages d'aluminium sont ductiles ettenaces. Ils ont une faible masse volumique (2700 kg.m-3,), et Leur point de fusion estrelativement bas (~ 660 °C). Ces alliages possèdent un coefficient de dilatationthermique nettement supérieur à la plupart des métaux. Cependant les propriétésmécaniques des alliages d'aluminium s'avèrent insuffisantes pour supporter des niveaux de contraintes et de températures trop élevées. La solution serait d'améliorerleurs propriétés en les renforçant. En général ce sont les alliages 6061-T3 (Al/Bal., Mg 1% poids, Si 0.6% poids) quisont les plus utilisés. Leurs propriétés sont regroupées sur le tableau I-8 [**10**].

Module de Young	E (GPa)	**72.5**
Coefficient de poisson	(νm)	**0.3**
C.T.E	**(αm)**	**23.6 E-006**
Résistance mécanique	Rm(Mpa)	**310**

Tableau I-8: *Propriétés de l'alliage AL6061-T3[**10**]*

5. Alliages de Titane

Le titane possède des propriétés mécaniques importantes pour une massevolumique relativement faible (4.5 g/cm3) et un point de fusion élevé (Tf = 1670°C). Il secaractérise notamment par de grandes résistances à la traction, à la fatigue, au fluagevis-à-vis de l'oxydation et de la corrosion au-dessous de 400°C [**11**]. Le titane existe sousdifférents

alliages, (présentant des propriétés améliorées et conservant sescaractéristiques mécaniques jusqu'à destempératures voisines de 600°C) l'ensemble deces propriétés a historiquement fait du titane un métal très prisé par les industriesaérospatiale et aéronautique, et ceci pour un grand nombre d'applications. Toutefois, pour certaines de ces applications, essentiellement aéronautiques, le titane aatteint ses limites d'utilisation principalement en raison d'insuffisantes valeursspécifiques de rigidité et de résistances à la rupture et au fluage. Ainsi, le renforcerserait particulièrement bénéfique, ce qui permettra d'augmenter ses capacités desensembles dans lesquels ces pièces interviennent [**12**].

Le tableau 1-8 : indique les propriétés mécaniques à température ambiante de l'alliageTi6242 (Al 6%**;** Sn 2% ; Zr 4% ; Mo 2% **;**Si 0,1% ;O2 0,15% ; Fe 0,25%) .

Module de Young	E (GPa)	118
Coefficient de poisson	(νm)	0,33
C.T.E	(αm)	7.5 E-006
Résistance mécanique	Rm(Mpa)	1008

Tableau I-9: *Propriétés mécaniques de l'alliage Ti6242 utilisé en FEM* ***[1]***

Résines	nom	ρ (kg/m3)	E (MPa)	υ	R (MPa)	αμm/m°C	Prix (F/kg)
TD	Polyester	1300	3800	0.37	88	100	15
	Vinylester	1200	3500	0.35	81	65	18
	Epoxyde	1220	5200	0.38	121	40	40
	Silicone	1550	1 0 0 0	0 . 45	3	30	200
	Polyimide	1217	3450	0.35	80	36	150
	Phénolique	1350	3000	0.36	70	80	10
	Polyamide	1130	1900	0.33	70	85	25
TP	Polycarbonate	1100	2300	0.33	60	70	30
	Polyester saturé	1310	2800	0.33	55	90	
Métaux	Aluminium	2630	69000	0.33	358	23	13
	Acier XC10	7850	210000	0.29	1000	1000	10
	Cuivre	8940	119000	0.30	350	17	11
	Magnésium	1660	42000	0.30	280	25	27

Tableau I-10 *: propriétés mécaniques et physiques de quelques matrices métalliques.* **[12]**

6. Matrice Pyrex

***Le* pyrex** est un verre borosilicate présentant un faible coefficient de dilatation. Il est résistant à la chaleur car son coefficient de dilatation thermique est très faible.

Le verre au borosilicate fut mis au point initialement par le chimiste allemand Otto Schott, spécialiste de la technique du verre et fondateur de la Schott AG en 1893, soit 22 ans avant que Corning ne produise la marque Pyrex. Schott AG commercialisa son produit sous le nom de Duran.

6.1 Origine

En 1908, Eugene Sullivan, directeur de recherche chez Corning Glass Works, développa le Nonex, un verre au borosilicate à faible pouvoir de dilatation, capable de réduire les ruptures lors des chocs thermiques, en particulier dans les globes des lanternes et lors de l'ébranlement des batteries. Sullivan avait étudié la technique de Schott, du verre au borosilicate, lors de son doctorat à Leipzig en Allemagne. C'est Jesse Littleton, lui aussi de chez Corning, qui découvrit le potentiel du verre au borosilicate dans la cuisine en donnant à essayer à sa femme une casserole à fond plat formée en Nonex.La société Corning remplaça le nom initial de Nonex et développa ses produits pour la grande consommation, en enrichissant leur composition en borosilicate. Le verre ainsi obtenu supportait les chocs thermiques et il a été commercialisé dès 1915 sous le nom de Pyrex.

Un dirigeant de Corning rendit compte de l'étymologie du nom de « Pyrex » :« le terme de PYREX est probablement purement arbitraire, il est choisi en 1915 comme marque pour les produits manufacturés et vendus par Corming Glass Works. Bien que certains aient pensé qu'il était formé du radical grec *pyr* et du suffixe latin *rex*, nous avons toujours soutenu qu'aucun universitaire de l'université Harvard n'aurait été assez fou pour retenir cet hybride du langage classique. Aujourd'hui, nous avons de nombreux noms de marque, qui se terminent par les lettres ex. En fait, l'un des premiers produits commercialisés vendu sous le nom de la nouvelle marque fut un *pie* (plat à tourte) et, devant l'intérêt de l'euphonie, la lettre « r » fut insérée entre *pie* et *ex* et l'ensemble condensé en PYREX. » **[8]**

6.2 Produit Pyrex

À la fin des années 1930 et lors des années 1940, la société Corning introduisit aussi d'autres produits sous la marque Pyrex, et en particulier des verres à boire, en verre trempé et opaques, ainsi que des bols et des plats à four, puis une ligne de récipients Pyrex supportant les flammes ; ces verres au borosilicate avaient une teinte bleutée causée par l'addition de

sulfate d'aluminium[3,4]. En 1958, un département interne de design fut installé par John B. Ward. Il redessina les objets en Pyrex et les plats à four. Au fil des années, des designers comme Penny Sparke, Betty Baugh, Smart Design, TEAMS Design et d'autres, ont contribué à affiner le *design* de la ligne des produits.

La société Corning fit une scission des actifs de sa division Produits de grande consommation en 1998, formant la compagnie World Kitchen. Ensuite, la société Corning arrêta sa production des objets en pyrex, mais en maintenant sous licence le nom de sa marque Pyrex pour d'autres compagnies, et en particulier la World Kitchen, et Newell Rubbermaid (Newell Cookware Europe)[5]. La marque d'instruments de cuisine Arc International, basée en France, a acquis de Newell les droits pour l'Europe au début de 2006[6], et habituellement ses droits de propriétés sur la marque en Europe, au Moyen-Orient et en Afrique[7,8].C'est aujourd'hui une marque déposée, entrée dans le langage courant. Les articles sont produits par la société Newell, qui fut rachetée en 2006 par Arc International (ex-Verrerie Cristallerie d'Arques). **[8]**

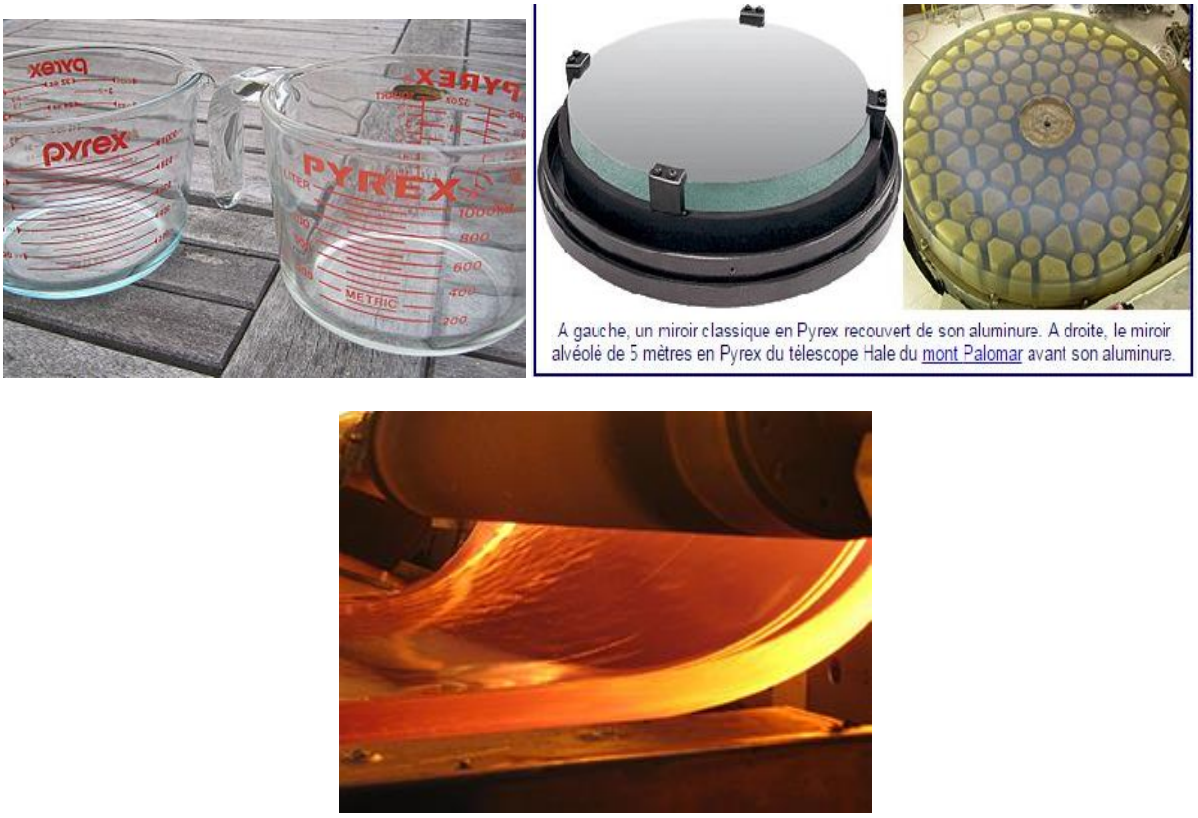


Fig.I.6 *Exemple de produit du Pyrex* **[8]**

6.3. Composition chimique

Selon les brevets du National Institute of Standards and Technology, le pyrex au borosilicate est composé (en pourcentage de son poids) de :

	SiO_2	B_2O_3	Al_2O_3	Na_2O	CaO	MgO	BaO
Pyrex 7740	80.6	12.6	2.2	4.2	0.1	0.05	

Tableau.I.11. *Composition chimique du Pyrex 7740.* **[8]**

6.4Propriétés physiques du Pyrex:

	Densité g/cm^3	Capacite thermique (J/Kg.K)	Coefficient de dilatation ($\alpha^* 10^{-7}/K$)	Conductivité thermique (W/m.K)	Module de Young (Gpa ,kN/mm^2)
Pyrex 7740	2.23	837	32	1.13	65.5

Tableau I.12 *Propriétés physiques du Pyrex.* **[8]**

6.5 Domaines d'utilisation

Le pyrex est principalement utilisé pour les optiques non transmissives comme les miroirs, car son homogénéité est faible et sa porosité élevée. Il se prête au travail au chalumeau. Il est aussi utilisé pour :

- la vaisselle supportant les chocs thermiques (plat allant au four) ;
- la verrerie de laboratoire pouvant aller sur la flamme ;
- les vitres des poêles, inserts et autres foyers domestiques et industriels
- les appareils industriels, ballons et capacités jusqu'à 500 litres, tuyauteries et colonnes jusqu'à 1 000 mm de diamètre ;
- la construction de réflecteurs de télescopes ;
- les tubes à couder pour la réalisation d'enseignes au néon ; **[8]**

I.4 Problématique des matériaus composites

1. Interface

L'interface renfort-matrice est souvent considérée comme une surface de contact, maisce n'est pas une surface au sens géométrique du terme. Elle assure la compatibilité renfort-matrice, en transmettant les contraintes de l'un à l'autre, sans déplacement relatif (interphase). A cause de sa structure, l'interface, peut être considérée d'un point de vue mécanique, comme

un point faible du composite **[12]** Dans le transfert d'effort orienté dans le sens de l'axe de la fibre, l'interface est considérée comme une couche de cisaillement Lorsqu'il n'y a pas de décohésion interfaciale, le comportement est élastique : le cisaillement interfacial est linéairement proportionnel à la différence de déplacement entre la matrice et la fibre au niveau de leur paroi interfaciale (figure I.4). **[13]**

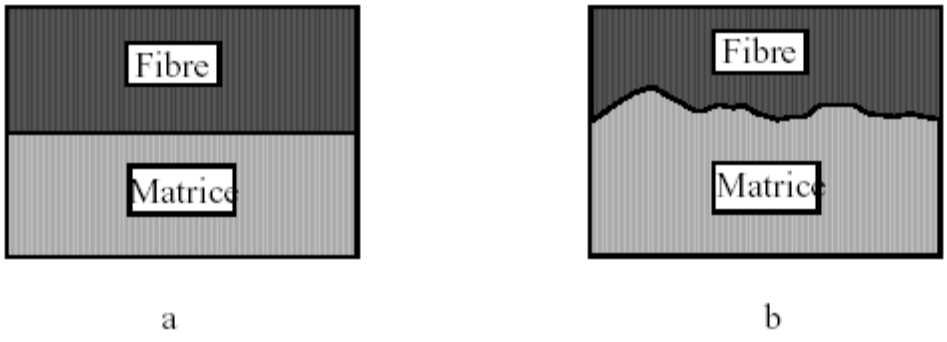


Fig.I.7 *: Aspect d'une interface.*
*(a) Interface lisse, (b) interface réelle ou rugueuse***[14]**

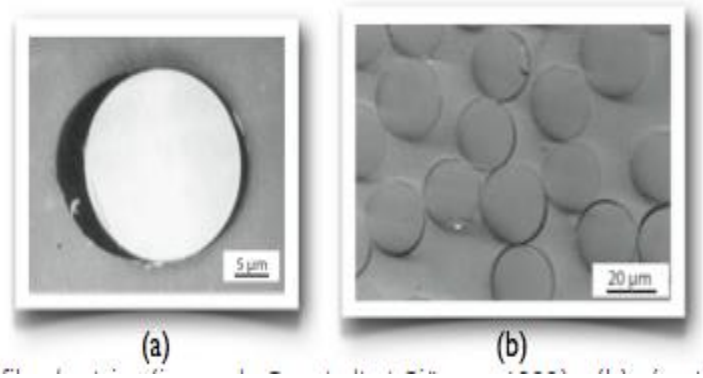


Fig I .8: *(a)Une décohésion Fibre/Matrice (image de Gamsted et sjogren,1999; (b) repatition des décohésion (image de Sjogren et Berglund, 2000)* **[20].**

2. interphase :

C'est un milieu continu qui peut être soit un corps résultantd'une réaction chimique entre les deux constituants du composite lors de son élaboration, soit une couche introduite volontairement dans le but de protéger la fibre, ou de contrôler la liaison interfaciale (Fig.I.6)

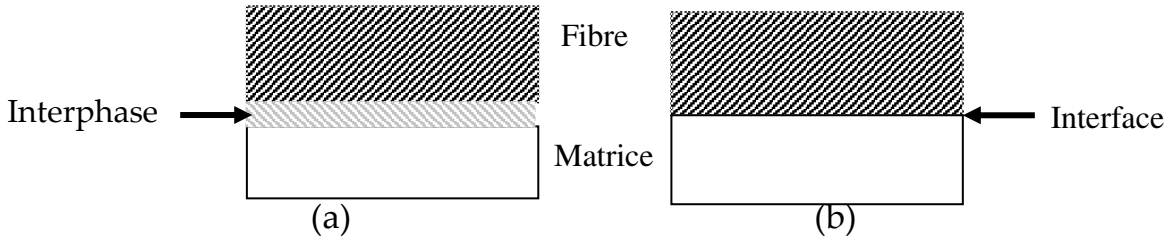


Figure I. 9 *.: Concept : (a) d'interphase. et (b) d'interface.* **[13]**

3. La nature des liaisons interfaciales :

Les températures d'élaboration des composites peuvent conduire à deux origines deLiaisons interfaciales (fibre/matrice) :

-***Origine mécanique*** :

Ces liaisons sont formées par la pénétration de la matricedans les creux de la surface rugueuse de la fibre, soit par écoulement visqueux ou pardiffusion.

-***Origines chimiques*** :

Elles représentent des liaisons fortes, de type ionique oucovalent. Elles se réalisent par la diffusion des éléments constituant la fibre et lamatrice.

Les deux origines citées précédemment peuvent donner naissance à deux typesd'interfaces :

4.Interface continue (liée):

Dans ce cas l'adhésion entre la fibre et la matrice estcontinue (parfaite). En général ce type d'interface survient lorsque l'origine desliaisons entre la fibre et la matrice est chimique, la nature de cette jonction nécessitede hautes températures ce qui n'est pas très recommandable **[15].**

5 .Interface discontinue (non liée):

La liaison dans ce cas est purement mécanique,elle est assurée par le frottement relatif fibre/matrice. Dans ce cas les aspérités àl'interface peuvent jouer le rôle d'une butée entre la fibre et la matrice. les interfacesnon liées ont fait l'objet de beaucoup d'études en raison de leurimportance pourprédire la réaction des fissures dans les composites. On peut maintenant définir desinterfaces très fortes, très faibles, relativement faibles et assez fortes.

Pour caractériser les interfaces on se réfère à des techniques dites de mesures desgrandeurs interfaciales .

I.5. Rôle des interfaces et des interphases

Il est reconnu que le comportement mécanique des composites à matrice céramique à renforts fibreux dépend fortement de la liaison entre fibre et matrice, qui s'est établie entre les constituants lors de l'élaboration du composite. Les CMC ont un comportement fragile si cette liaison est forte (i.e. proche de celui de la matrice monolithique) et, non fragile si cette liaison est suffisamment faible **[16], [19].**Cette liaison est constituée d'une ou plusieurs interphases et interfaces. L'*Interphase* est une zone concentrique à la fibre, d'épaisseur fine (en général quelques 10 ou 100 nm) et de nature chimique définie (formée par un ou plusieurs constituants élémentaires du composite lors de son élaboration). Elle peut être également une fine couche introduite volontairement dans le but de protéger la fibre ou de contrôler la liaison interfaciale, ou bien encore de contribuer à améliorer la compatibilité chimique fibre/matrice. Les *interfaces* désignent les surfaces séparant les interphases entre elles ou une interphase de la fibre ou de la matrice **[18], [20].**

Le problème qui se pose lors de la conception d'un composite est de savoir quelle doit être l'intégrité de la liaison fibre/matrice sur le plan physico-chimique et sur le plan mécanique. Répondre à cette question suppose que l'on sache : (i) mesurer la force de la liaison fibre/matrice par des tests micromécanique appropriés, (ii) identifier l'origine physicochimique de cette liaison, (iii) recréer à volonté des liaisons fibre/matrice d'intensité contrôlée et (iv) déterminer quels sont les critères à satisfaire. La mesure de l'intensité de la liaison fibre/matrice peut être approchée par l'essais d'indentation (*push-in*), ou mieux par des essais d'expression sur lame mince (*push-through*) ou encore par mesure du pas de fissuration matricielle sur composites réels ou sur composites modèles **[21], [22].**

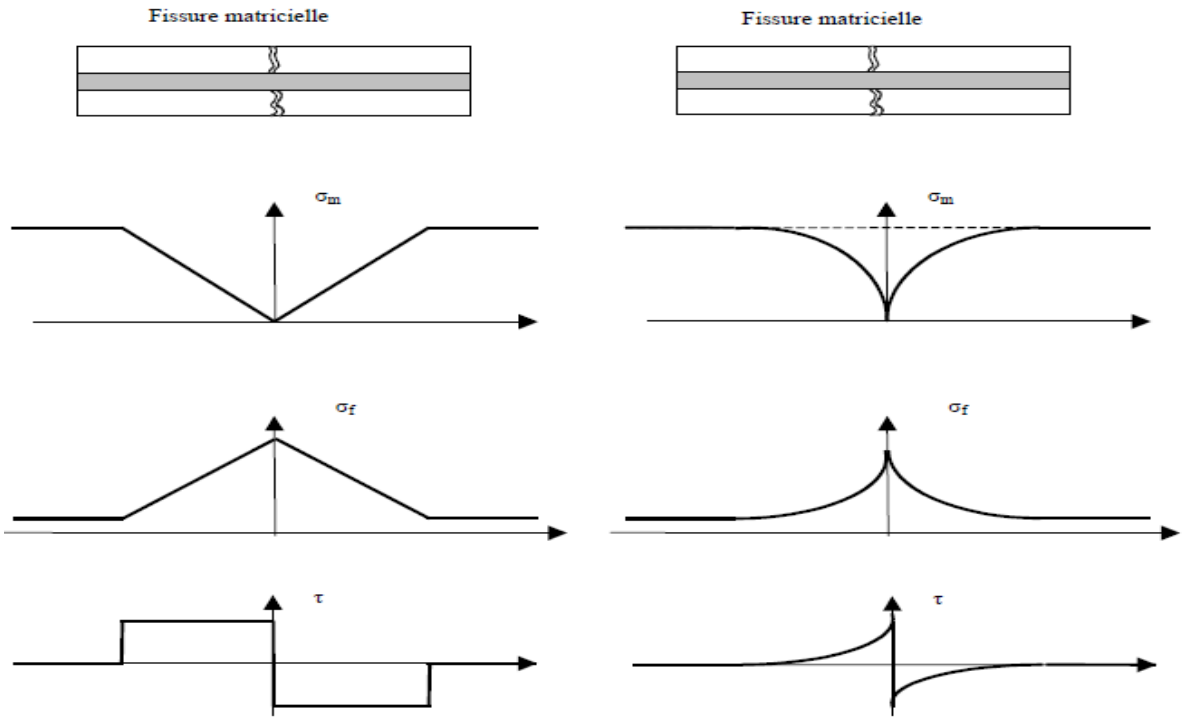


Fig.I.10 *Profil des contraintes dans la fibre*

A gauche : interface non liée, à droite : interface liée[22]

Références bibliographique

[1] Les matériaux composites- site web (www.ipst.u-strasbog.fr/nadia/cour comp).

[2] Introduction générale sur les matériaux composites Frédéric Laurin)2011

[2] Glossaire des materiaux composites – CARMA –Actualisation octobre 2006

[3] https://www.google.fr/search image correspondant a composite grande diffusion .

[4] https://www.google.fr/search images correspondant des composites hautes performances.

[5] http://fr.wikipedia.org/w/index.php?title=Matériau_composite&oldid=112125623

[6] Courbiere. M.″ Etude des liaisons céramique-métal, application au couple cuivre –alumine ″. Thèse doctorat, école centrale de Lyon, 1986.

[7]Berthelot, j. m. Matériaux composites comportement mécanique et analyse des *structures. Paris, Masson, 1992, 615 p*

[8] http://www.astrosurf.com/luxorion/miroir-specifications-verres5.htm

[9] Smith. P.R and Froes. F.H "Developments in titanium metal matrix composites". Journal of Metals, 1984, vol. 36, mars, pp 19-26.

[10] site web (www.Etude prospective stratégique sur les matériaux composites).

[11] E**.** Darque-ceretti, _Adhésion - Adhérence_, Cycle de cours de l'ENSMP, Cemef, 2001.

[12] matériaux composites, J.H.Berthelot, édition MASSON, PARIS 1992

[13] matériaux composites par Daniel gay, édition Hermès, Mars 1997

[14] Lacroixa, C., Leguillona, D., et Martin, E. The in.uence of an interphase on the de.ection of a matrix crack in a ceramic-matrix composite., Composites Science and Technology, 2002, **Vol**. 62 :p. 519–523.

[15] Lamon, J., Rebillat, F., and Evans, A.G. Microcomposite test procedure for evaluating the interface properties of ceramic matrix composites. J. Am. Ceram. Soc., 1995. **Vol. 78,** n°2, p. 401-405.

[16] Lara-Curzio, E., Stress-rupture of Nicalon/SiC continuous fiber ceramic matrix composites in air at 950°C. J. Am. Ceram. Soc., 1997. **Vol. 8**, p. 3268-3272.

[17] Lara-Curzio, E. and Ferber M.K., Methodology for the Determination of the Interfacial Properties of Brittle Matrix Composites. J. Mater. Sci., 1994. **Vol. 29**, p. 6152-6158.

[18] Lara-Curzio, E., Ferber, M.K., and Lowden,. R.A., The effect of fiber coating thickness on the interfacial properties of a continuous fiber ceramic matrix composite.

Ceram. Eng. Sci. Proc., 1994. **Vol. 15,** n°5, p. 989.

[19] Larssont, P.L. and Giannakopoulos, A. E., Analysis of Berkovich indentation.

Int. J. Solids Slructures, 1996. **Vol. 33,** n°2, p. 221-248.

[20] . Lawn, B.R., Indentation of Ceramics with Spheres: A Century after Hertz. J.

Am. Ceram. Soc., 1998. **Vol. 81,** n°8, p. 1977–1994.

[21]Sciences del'ingénieur www.si.enscachan.fr/accueil_V2.php?page=affiche_ressource&id..

[22] Etude du comportement des interfaces et des interphases dans les composites à fibres et à matrices céramiques par ali kaflou soutenue le 20 mars 2006.

CHAPITRE II

PROCÈDES D'ÉLABORATION DES COMPOSITES

II.1 Introduction

Les matériaux composites présentant beaucoup d'avantage dans plusieurs domaines, les procédés de fabrication des matériaux composites sont devenus de plus en plus importants. Les procédés par voies humides ou pré-imprégnées sont des technologies indirectes qui existent depuis longtemps. Les propriétés mécaniques les plus élevées sont obtenues en utilisant ce type de la technologie, mais elle est coûteuse. Par contre, les technologies directes, les procédés par voies sèches ou LCM (Liquid Composite Molding) se sont développés depuis la fin des années 80, ils ont permis de réduire les coûts des installations du système et de la fabrication.

L'objectif de chapitre n'est pas de faire une étude approfondie de la technologie de mise en œuvre des matériaux composites. Il se propose simplement de dégager les principes de différents processus d'élaboration, et de constituer une introduction à l'étude du comportement mécanique des matériaux composites après architecture. **[1]**

II.2. Les procédés par voix sèche : les pré-imprégnés

Les procédés reposant sur l'utilisation des pré-imprégnés (souvent appelés prépreg)(*Fig II.1*) sont des procédés de fabrication indirecte ou des semi-produits. Pour obtenir un matériau composite il va donc falloir assembler un renfort avec une matrice et donner la géométrie désirée à l'ensemble (Fig I.2) Afin de faciliter la mise en forme il existe aussi dans les composites, comme dans les matériaux métalliques, des semi-produits. Dans les procédés pré-imprégnés, les fils ou les tissus de carbone, de verre ou d'aramide ont été pré-imprégnés avec une résine thermodurcissable dont on aura freiné la réticulation par l'adjonction d'un solvant ainsi que par la conservation du semi-produit à basse température. Il suffira lors de la mise en forme de faire redémarrer la réticulation par chauffage afin d'obtenir le durcissement irréversible du composite. Les procédés dits pré-imprégnés sont largement utilisés dans le domaine civil et militaire par exemple : le secteur aéronautique et les activités du sport et des loisirs. On peut obtenir des performances mécaniques de haut niveau par la technologie du pré-imprégné. Elle présente l'avantage de maîtriser facilement les propriétés de la pièce finale en particulier la fraction volumique de fibre, mais les coûts de stockage et de matière première sont très élevés. **[2]**

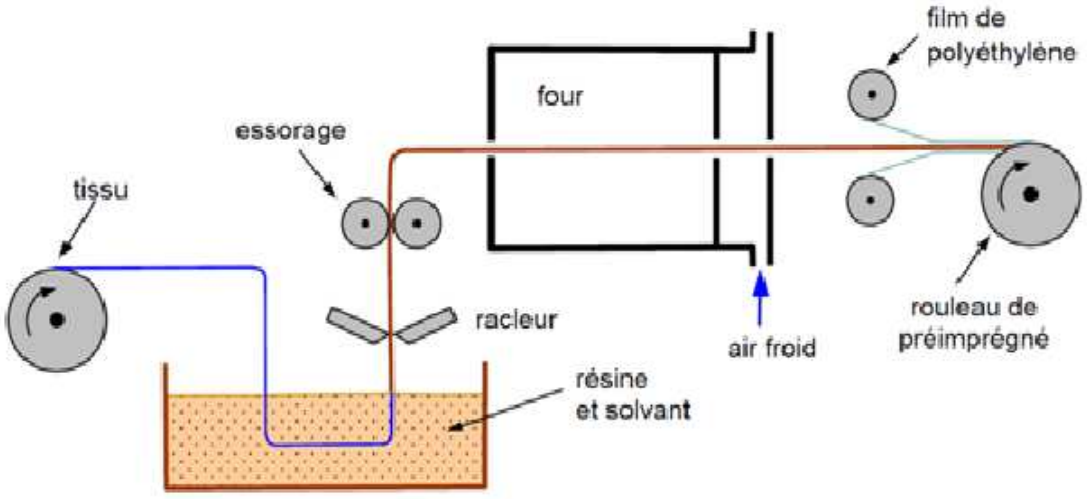
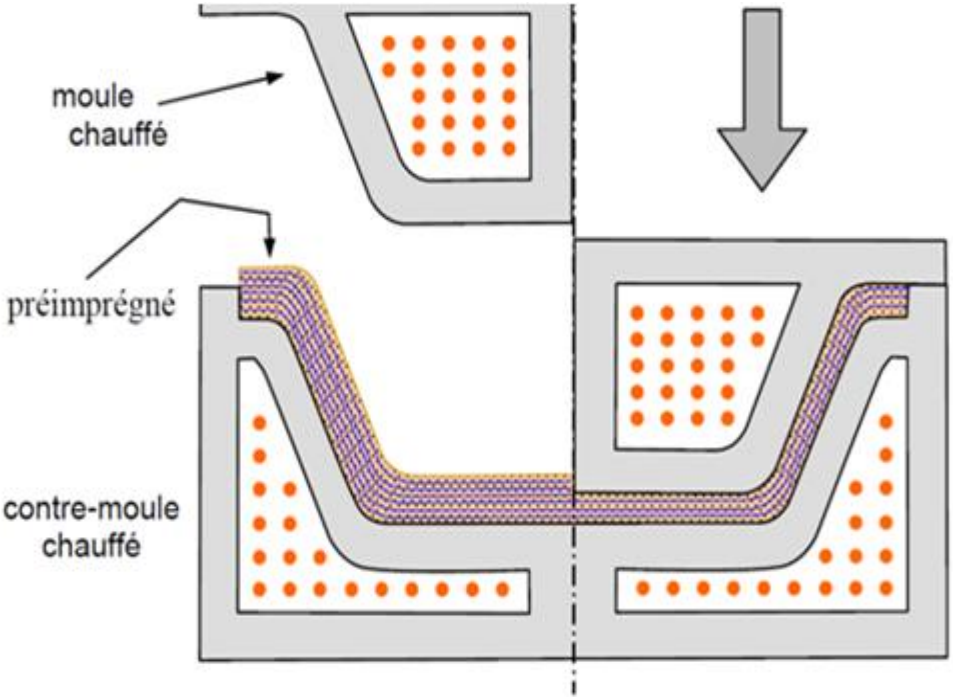


Fig II.1 *Schéma de principe d'élaboration d'un préimprégné* **[1]**



FigII.2 *Moulage par compression à partir d'un préimprégné* **[1]**

Intérêt des préimprégnés

Les avantages essentiels des préimprégnés résident dans :

- Des performances mécaniques élevées du stratifiés obtenu, résultant de la forte proportion de fibres ;
- Une amélioration des conditions de travail et de sécurité, du fait de la suppression des manipulation de résine du dégagement de vapeurs toxiques ;
- Une automatisation possible par drapage, à l'aide d'automates ou de robot, permettant de diminuer les prix de revient des produits finis.

II.3. Les procédés LCM (Liquid Composite Molding)

Pour les procédés de fabrication des matériaux composites, les procédés pré-imprégnés ne sont pas l'unique technique adaptée à la fabrication des pièces de grandes dimensions, épaisses, et de structure complexe. Aujourd'hui les procédés LCM sont de plus en plus utilisés dans la fabrication des composites avancés dans plusieurs domaines. L'acronyme LCM représente plus d'une douzaine de différents types de procédé de fabrication [1]. Le principe de tous les procédés LCM est le même. D'abord, la résine est injectée et remplit l'empilement de la préforme, ensuite il transforme la résine est amenée de son état liquide à l'état solide par la réaction réticulation activée thermiquement. Différents types d'application du procédé LCM nous permettent d'avoir un plus grand nombre de taille et de forme des structures. Dans les procédés LCM, il y a deux grandes familles de procédé : les procédés d'injection et les procédés d'infusion. Nous allons présenter leurs principes particuliers, et en même temps introduire les avantages et les inconvénients pour les deux familles de procédé. **[2]**

II.4. Le procédé d'injection RTM

Le procédé RTM (Resin Transfer Moulding) est apparu au début des années 90 [6,7] ; ce procédé consiste en l'injection de résine par un ou plusieurs points dans des préformes fibreuses maintenues entre deux moules rigides et fermés. Les points d'injection de la résine sont définis selon la taille et la complexité de la pièce. L'empilement de la préforme est préalablement disposé à l'intérieur du moule avant sa fermeture et son verrouillage. Les tolérances dimensionnelles et le taux volumique fibre peuvent être contrôlés. Le procédé RTM permet de produire des pièces composites de haute qualité.

La figure (I.3) décrit un chemin possible pour le procédé de fabrication par RTM. Les préformes sont placées dans un moule rigide, puis la résine est injectée sous pression ou débit contrôlé. Dès que les préformes sont remplies et la résine est sortie par l'évent, le cycle de température est imposé. Finalement, après la cuisson, la pièce finale peut être éjectée. Ainsi, l'utilisation du procédé RTM reste assez peu répandue en raison de la complexité de sa mise en œuvre [Mouton10]. De nombreux programmes de recherche académiques et industriels lui sont dédiés, pour dépasser ces limites actuelles car ce procédé représente un enjeu important pour la fabrication en grande série de pièces de l'industrie composite (Fig I.4) **[3]**

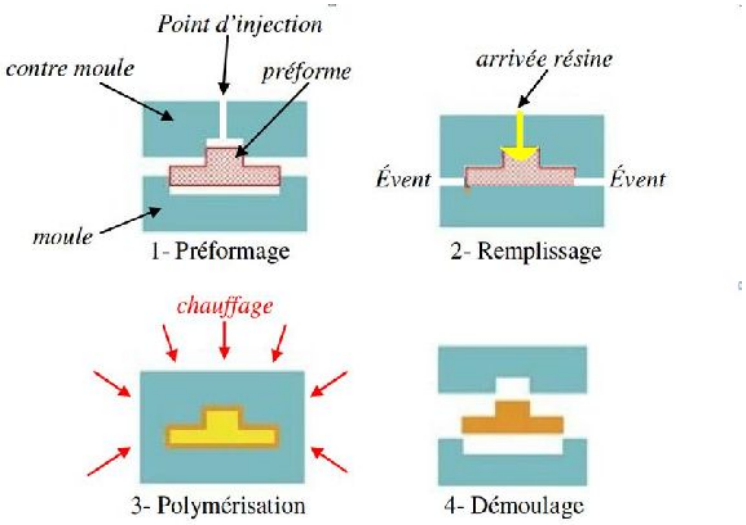


Fig II.3 *Procédés d'injection RTM (Resin Transfert Moulding)* **[2]**



Fig II.4 *moule en Hextool™ pour RTM-light (société NovaTech)* **[3]**

II.5. Le procédé d'infusion de résine

Les procédés d'infusion de résine (VIP : Vacuum Infusion Processing) peuvent être utilisés dans des conditions flexibles, par exemple, dans des moules ouverts à sac vide en nylon ou silicone à faible coût. Ce type de procédé ne requiert que peu de pression de résine et l'outillage est donc moins cher que les moules rigides pour le procédé d'injection RTM. Les procédés par infusion de résine RFI (Resin Film Infusion) et LRI (Liquid Resin Infusion) sont des nouveaux procédés de fabrication particulièrement intéressants pour les pièces en composites complexes ou de grandes dimensions. Ils sont adaptés particulièrement pour les petites et moyennes entreprises car les investissements sont plus faibles par rapport à d'autres procédés de fabrications.

II.5.1 Le procédé RFI:

Le principe du procédé RFI est présenté sur la figure II.5 [8-12]. Une couche de résine solide est placée en dessous de l'empilement de la préforme. Pour assurer une bonne finition de la surface supérieure de la pièce plane, une plaque d'aluminium est placée sur l'empilement fibre/résine. Un tissu de pompage est utilisé pour absorber les éventuels excès de résine. Enfin différents films en plastique anti-adhésifs permettent d'isoler le composite de l'appareillage et notamment le placer l'ensemble sur vide. Ensuite, avec l'application du cycle de température (autoclave ou table chauffante), la viscosité de la résine décroît. Cette baisse de la viscosité et l'action du cycle de pression (pompe à vide) permettent l'infusion de la résine à travers l'épaisseur de la préforme. Une phase de thermo-durcissement va être réalisée par le cycle de la température et de pression après le remplissage de la résine. **[4]**

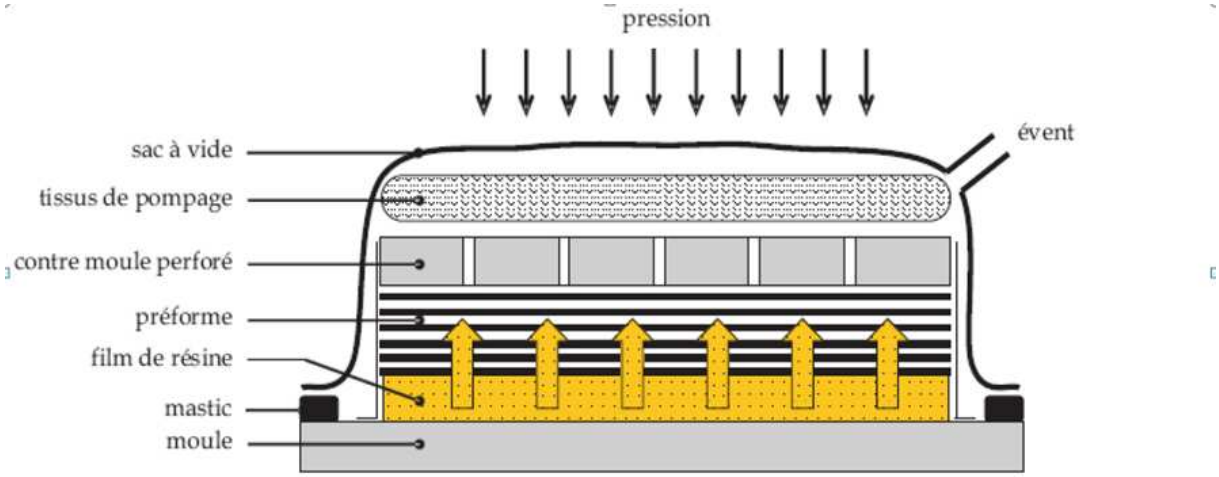


***Fig.II.5** : Principe du procédés RFI* **[4]**

II.5.2 Le procédé LRI :

Ce procédé a été développé plus récemment **[13].** Il consiste à utiliser un tissu drainant fortement perméable (voir figure II.6). Ce drainant permet de réaliser une couche de résine au-dessus de la préforme. L'ensemble du système d'infusion est enfermé dans un sac à vide. Un contre moule perforé peut être utilisé pour améliorer la qualité de surface de la pièce finale. Le différentiel de pression entre l'arrivée de résine, située au niveau du drainant, et l'évent, situé sur la base de la préforme, provoque l'infusion de la résine dans le drainant puis à travers l'épaisseur de la préforme sèche. Comme le procédé RFI, un cycle de température et de pression est appliqué pendant la phase de cuisson. Une fois la réticulation de la résine finie, après le refroidissement, la pièce composite est démoulée. **[4]**

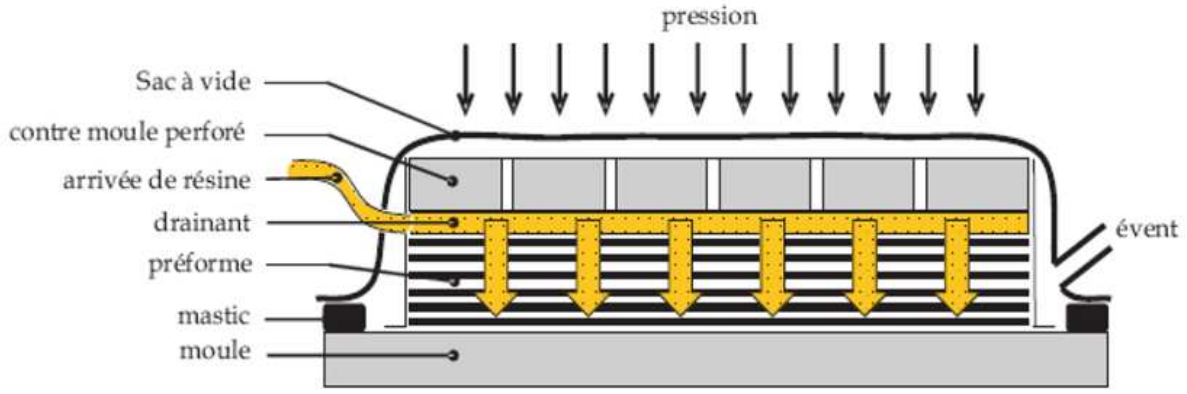


Fig II.6 *Principe du procédés LRI* ***[4]***

II.5.3 Avantages et inconvénients :

Avantages

Le procédé d'infusion présente de nombreux avantages. D'abord, il est possible de fabriquer des pièces complexes et épaisses avec les bonnes propriétés mécaniques. Le taux volumique fibre standard des composites élaborés par des procédés d'infusion et est de 55%, dans certaines conditions ce taux peut aller jusqu'à 60%. De plus, à cause de l'absence de moule sur la partie supérieure et de la réutilisation du moule inférieur, cette famille de procédé permet de produire des pièces composites avec un moindre coût.

Inconvénients

Dans les procédés LRI et RFI, l'épaisseur et le taux volumique de fibre de la pièce finale ne sont pas complètement contrôlés car un sac à vide remplace un moule rigide, donc il y a des grandes variations du volume lorsque le vide ou la pression sont appliquées. De plus, la perméabilité transversale de la préforme joue un rôle important dans le procédé d'infusion mais celle-ci reste difficile à mesurer **[5]**.

II.6 Mise en œuvre des matériaux composites

II.6.1 Moulage sans pression :

Les méthodes de moulage à froid sans intervenant d'une presse sont les méthodes les plus simples à mettre en œuvre. Elle nécessite un minimum d'équipement et par conséquent d'amortissement. Cette facilité a été à l'origine du succès des matériaux composites à fibre de verre, dans l'industrie et l'artisanat. Ces méthodes permettent la réalisation de pièces en petites et moyenne séries, sans restriction de formes et dimension. Bien que la proportion de fibres puisse varier, elle reste toutefois limitée. Les pièces comportant une seule face lisse,

reproduisant l'aspect du moule. Enfin, la qualité de la pièce moulée dépend dans une large mesure du savoir-faire du mouleur. **[6]**

II.6.1.1 moulages au contact : (Fig II.7)

Avant moulage, le moule est revêtu d'un agent de démoulage, puis généralement d'une fine couche de résine de surface, souvent colorée, dénommée « gel coat ».

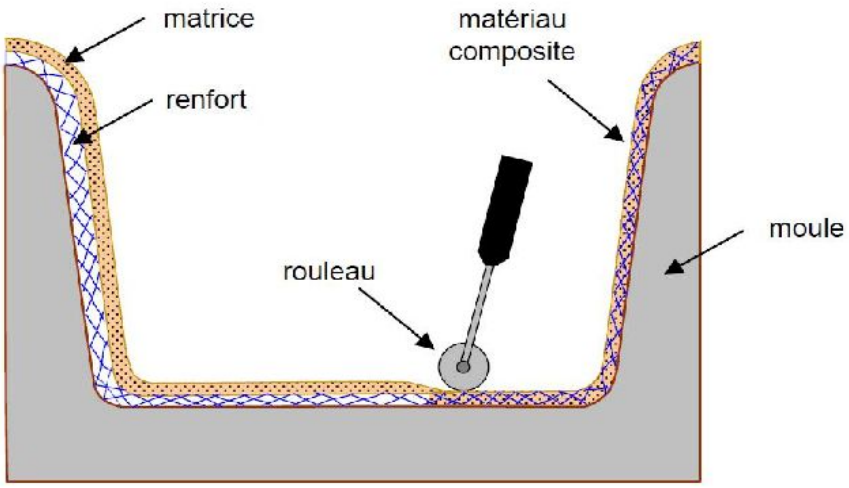


***Fig II. 7**: principe du moulage au contact* **[6]**

Le moulage est ensuite effectué selon les opérations suivantes :

- ✓ Le moule est enduit avec de la résine catalysée et accélérée, au pinceau ou au rouleau.
- ✓ Le renfort : mat, tissus, etc…, est disposé dans le moule. Divers types de renforts peuvent être utilisés suivant les différents parties de la pièce. Les renforts doivent alors se superposer.
- ✓ Le renfort est ensuite imprégné aves la matrice, puis un ébullage est effectué avec un rouleau cannelé.
- ✓ Après gélification de la première couche, les couches suivantes sont appliquées, en utilisant la même technique. Des inserts peuvent être mis entre ces couches : tubes, vis, écrous, armatures, etc...
- ✓ Le démoulage est ensuite effectué après un temps qui dépend de la résine et de la température (de l'ordre de 10 heures).
- ✓ La polymérisation est ensuite effectuée en milieu ambiant pendant plusieurs semaines. Cette polymérisation peut éventuellement être accélérée par étuvage (par exemple 5 à 10 heures, au environ de 80°C).

- ✓ Après polymérisation, on possède à la finition de la pièce : ébarbage, ponçage, éventuellement peinture, etc.… **[6]**

II.6.1.2 Moulage par projection simultanée (fig II.8)

Le moulage est effectué par projection simultanée de fibres coupées et résine catalysée sur un moule. L'équipement à projeter est constitué d'une machine à couper le stratifil et d'un pistolet projetant la résine et les fibres coupées, l'ensemble fonctionnant par air comprimé. La couche de fibres imprégnées de résine est ensuite compactée et débarrassée des bulles au rouleau cannelé.

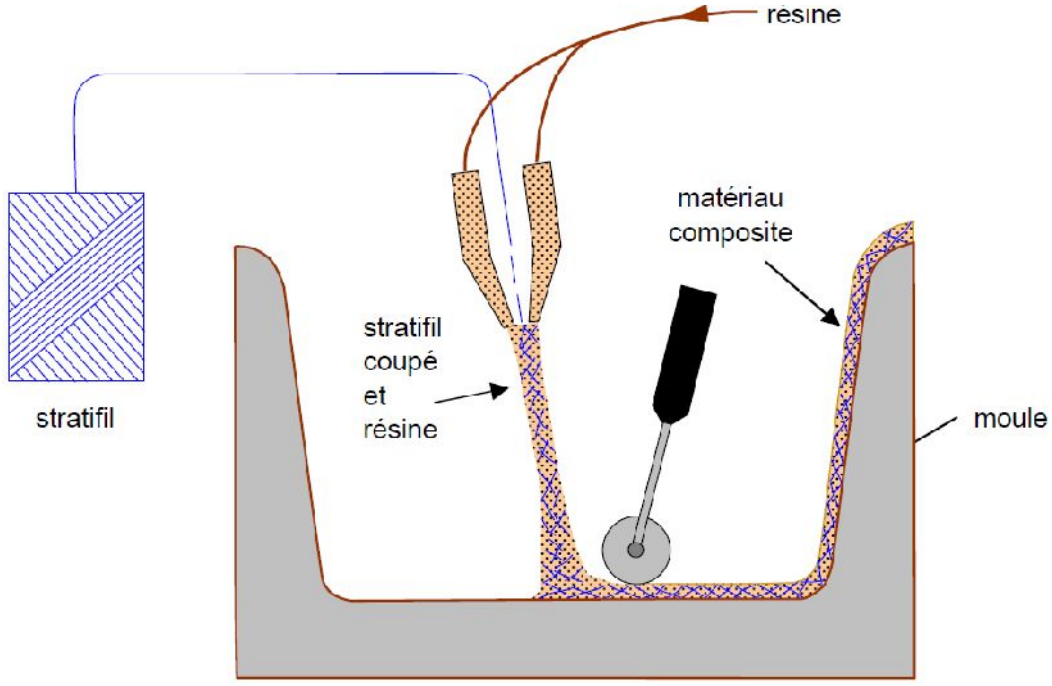


***Fig II.8** : Principe du moulage par projection simultanée [7]*

Le moulage par projection permet d'obtenir de grandes séries de pièces, avec un bas prix revient. Le renfort est toutefois limité à des fibres coupées, et les caractéristiques mécaniques du matériau restent moyennes.

Il reste possible d'obtenir deux faces lisses en utilisant un moule et contre-moule, chargés séparément, puis accolés. Ce procédés réserve également la possibilité d'interposer une couche de tissu entre les deux, et permet alors d'obtenir des piéces ayant de meilleures caractéristiques mécaniques. **[7]**

II.6.2 Moulage sous vide (fig II.9)

Le moulage sous vide consiste à utiliser simultanément le vide et la pression atmosphérique. Après enduction de gel-coat, on dispose le renfort sur un moule rigide, puis on coule la matrice. Le contre-moule, recouvert d'une membrane assurant étanchéité (feuille de caoutchouc, nylon, etc..), est ensuite emboité. Une pompe à vide crée une dépression à travers le contre-moule poreux, qui étale et débulle la résine. Le contre-moule peut éventuellement être limité à la seule membrane d'étanchéité.

Ce procédé de moulage convient pour la fabrication de piéces en petites et moyenne séries. Il permet d'obtenir de bonne qualités mécaniques, grâce à une proportion de résine uniforme et à une diminution d'inclusion d'air. Dans le cas de l'utilisation d'un contre-moule rigide, un bel aspect de surface est obtenu sur les deux faces. Les cadences de production sont toutefois assez lentes. **[7]**

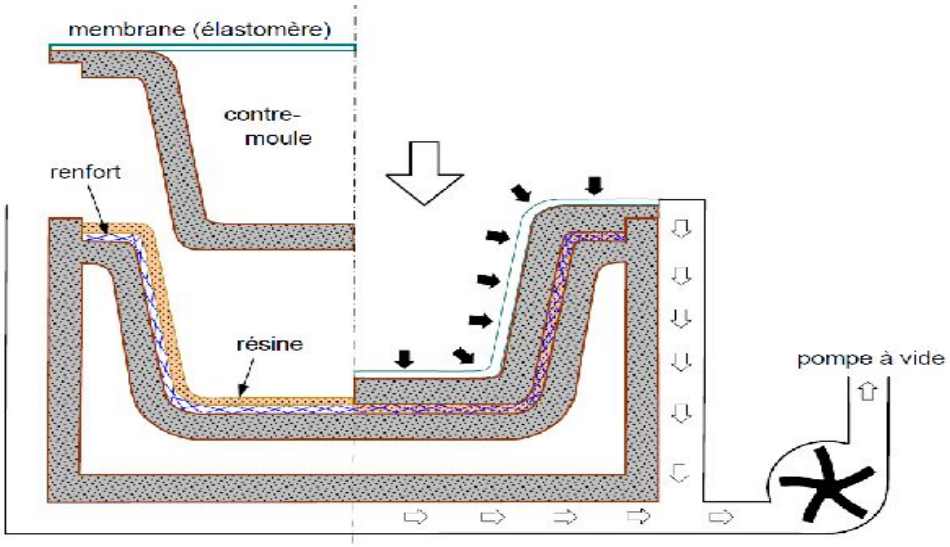


Fig II. 9 *: Moulage sous vide* ***[7]***

II.6.3 Moulage par compression

II.6.3.1 Moulage par injection de résine (FigII.10)

Le moulage ici consiste, per injection de résine sous pression, à imprégner un renfort placé à l'intérieur d'un ensemble moule et contre-moule très rigide et fermé. L'alimentation automatique des résines élimine leur manipulation. La proportion de renfort peut être élevée, d'où l'obtention de pièces à caractéristique mécaniques élevées.

Ce procédé de moulage convient à la réalisation de pièces profondes et de fomes compliquées.

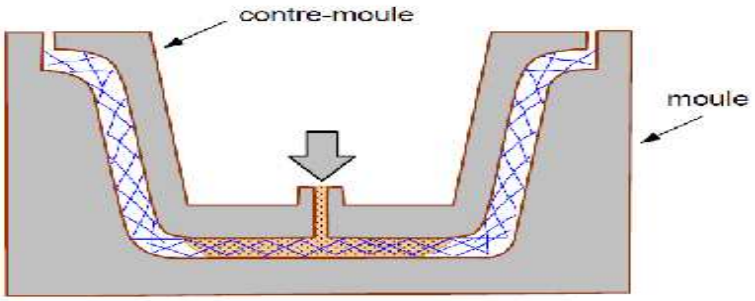


Figure II.10 *Moulage par injection de résine* ***[7]***

II.6.3.2 Moulage par compression à froid (Fig II.11.1)

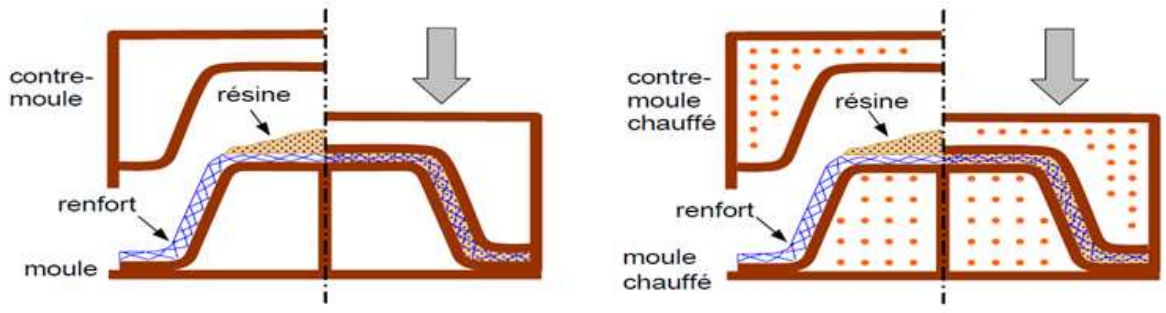
Le moulage est effectué à basse pression (< 5 bars) sans chaussage du moule, en utilisant l'exothermie de polymérisation de la résine. L'énergie calorifique accumulée par le moulage des piéces est alors suffisante pour maintenir le moule à des températures de 50 à 70 °C, en fonctionnement permanent.

Ce procédé de moulage est adapté à la fabrication de pièces de moyennes séries (4 à 12 pièces par heure). L'investissement (matériel et moule) est moins important que le procédé de compression à chaud, en plus les pièces possèdent un bel aspect de surface sur chaque face.

II.6.3.3 Moulage par compression à chaud (Fig II.11.2)

Cette technique permet d'obtenir des piéces en grandes séries au moyen de presses hydraulique et de moules métallique chauffants.

Ce procédé donne des proportions importantes de renfort, et par conséquent des piéces de bonnes caractéristiques mécaniques, les cadences de fabrications peuvent atteindre 15 à 30 piéces par heure. Elle nécessite un investissement important en matériel, presse et moule. **[8]**



1 à froid 2 à chaud

Fig II.11 *Principe de moulage par compression* ***[8]***

II.6.3.4 Moulage par injection (figII.12)

Cette méthode de moulage par injection est la méthode la plus répandue des méthodes de mise en œuvre des thermoplastiques armés. Des granulés comportant la résine et le renfort (fibre courtes, billes, etc..) ou des mats préimprégnés sont extrudés par une vis d'Archimède. La matrice est fluidifiée par chauffage et injectée sous pression élevée dans un moule chauffé, où a lieu la polymérisation, cette technique est adaptée à la production de pièces en très grande séries.

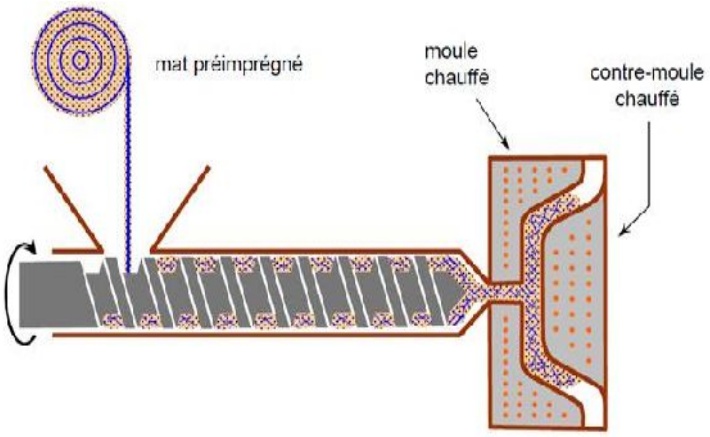


Fig II.12 *moulage par injection* ***[9]***

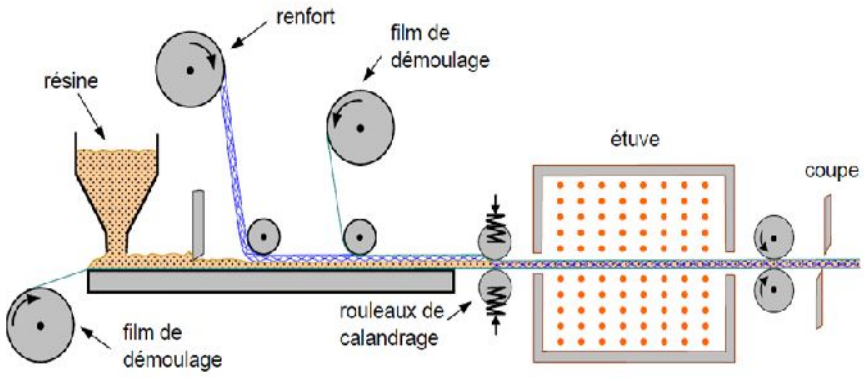
II.6.4 Moulage en continu

Le moulage en continu permet la fabrication de plaques planes, panneaux, sandwich Fig II.13.1), de panneaux ondulés pour toiture (Fig II.13.2), plaques nervurées, etc.

Schématiquement, ce procédé peut être séparé en plusieurs phases.

1. Une phase d'imprégnation des renforts : fibres, mats, ou tissus. La résine catalysée et le renfort sont véhiculés sur le film de démoulage (cellophane, mylar, polyéthyléne, etc…)
2. Une phase de mise en forme
3. Une phase de polymérisation, effectuée dans une étuve (60 à 150 °C) en forme de tunnel.
4. Une phase de refroidissement et découpage.

Dans le cadre de la fabrication de plaques planes Fig II.12.1) la mise en forme est simplement réalisée par une mise à l'épaisseur de la plaque, par pressage entre des rouleaux de calandrage. Dans le cas de panneaux ondulés, la mise en forme intervient au cours de la polymérisation (FigII.12.2) par l'intermédiaire de rouleaux mobiles. Finalement, ce procédé peut être automatisé. **[10]**



FigII.13.1 *Moulage en continu de plaques* ***[11]***

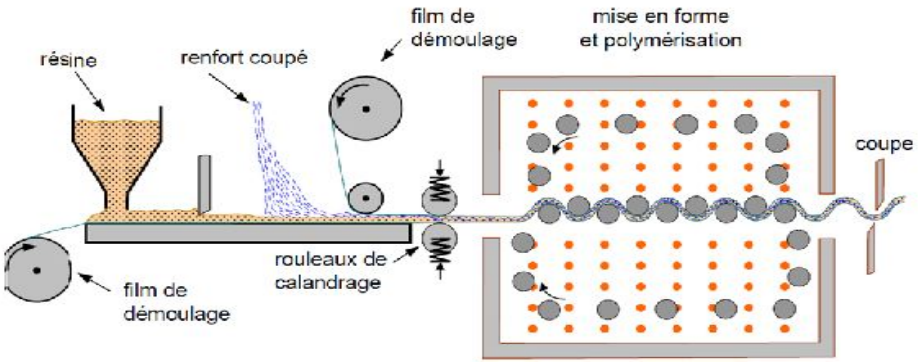


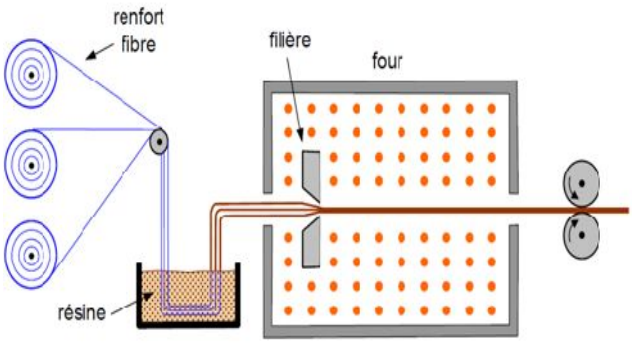
Fig II.13.2 *Moulage en continu de panneaux ondulés* ***[11]***

II.6.5 moulage par pultrusion

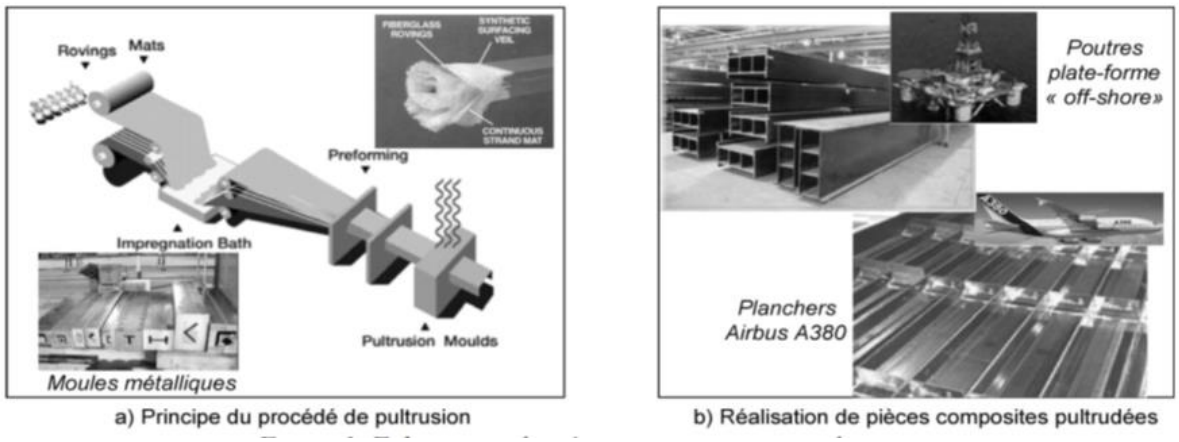
Le procédé de moulage par pultrusion sert pour fabrication de profilés, rectilignes ou courbes, à section constante, hautement renforcés dans la direction principale.

Dans cette technique (Fig II.13.1), les renforts : fils, stratifils, rubans, etc.. Passent dans un bain de résine catalysée où ils sont imprégnés. Ils traversent ensuite une filière chauffée dans laquelle ont lieu simultanément mise en forme du profilé et polymérisation de la résine.

Ce procédé est applicable aux résines thermoplastiques et thermodurcissables, les profilés obtenus ont des caractéristiques mécaniques élevées, exemple de fabrication : cannes à pêche, profilés divers, raidisseurs, des poutres pour les plates-formes off-shore ou certains planchers de l'Airbus A380 (Fig. II.13.2) **[12]**



FigII.14.1 *Moulage par pultrusion* ***[12]***



a) Principe du procédé de pultrusion b) Réalisation de pièces composites pultrudées

FigII.14.2 *Fabrication de pièces composites par pultrusion* **[13]**

II.6.6 moulage par centrifugation

Cette technique est réservée au moulage de pièces de révolution, en particulier tubes, tuyaux, cuves, etc. Elle est une exploitation (Fig II.14) de la technique de fabrication des tuyaux en fonte ou en béton centrifugé.

Le moule de révolution enduit d'agent de démoulage, est mis en rotation (à environ 2000 tours/min). Après dépôts éventuel de gel coat, on introduit simultanément en continu :

- Le renfort : fibres coupées ou stratifil coupé ;
- La résine catalysée et accélérée (résine époxydes, polyesters, etc.) durcissant à froid.

Ce processus d'élaboration nécessite un matériel de grande précision et un très bon équilibrage du moule. **[13]**

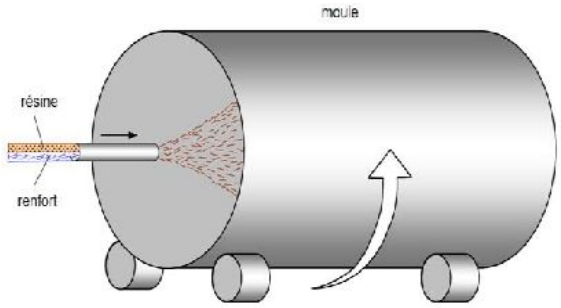


Fig II.15. *Moulage par centrifugation* ***[10]***

II.6.7 Moulage par enroulement filamentaire

Le renfort ici imprégné de résine catalysée est enroulé avec une légère tension, sur un mandrin cylindrique ou de révolution en rotation. Suivant les mouvements relatifs de ce mandrin et du système d'approvisionnement en renfort divers types d'enroulement (et par conséquent de stratification) sont obtenus.(fig II.16.2)

On distingue : l'enroulement circonférentiel, hélicoïdal et polaire. **[9]**

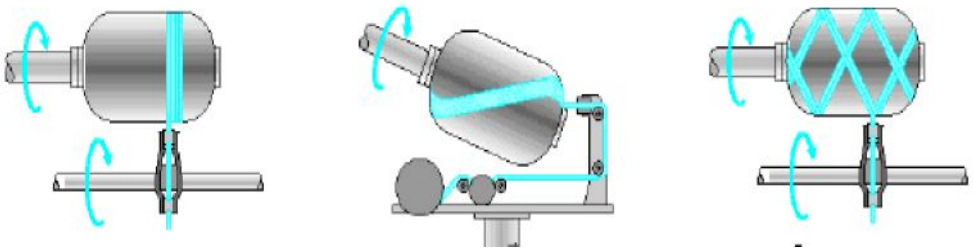


Fig II.16.1 *Enroulement circonférentiel* ***[10]***

Le bobinage est effectué à 90° par rapport à l'axe de mandrin et confère une résistance tangentielle élevée.

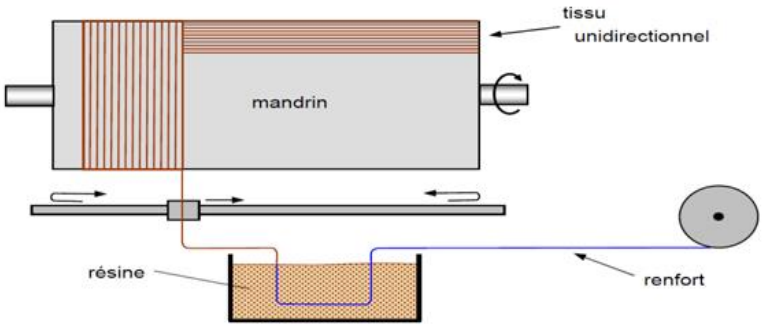


Fig II.16.2 *Principe de l'enroulement circonférentiel* ***[9]***

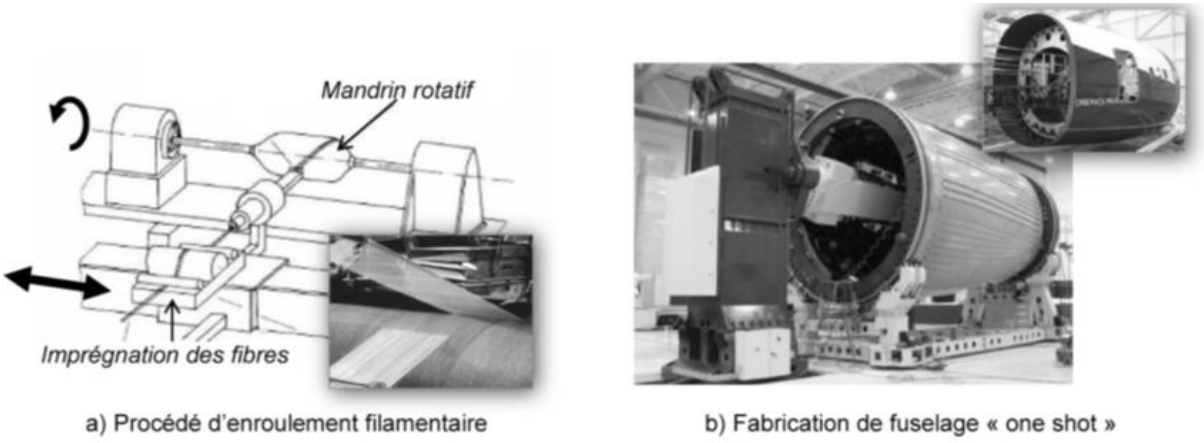


Figure II.16.2 *Fabrication de tronçon de fuselage de Boeing B787* ***[9]***

Références Bibliographiques

[1] **Aubard x**, ″ Modélisation et Identification du Comportement Mécanique des Matériaux Composites 2D SiC / SiC ″. Thèse doctorat, Université de Paris VI, 1992

[2] **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.

[3] **C.A.R.M.A** « Glossaire Des Matériaux Composites ». Centre d'animation régional en matériaux avances, Octobre 2006.

[4] **C**ooke. C.M, Eylon. D and Froes. F.H. ″ Development of rapidly solidified titanium matrix composites ″. Proceedings of Sixth World Conference on Titanium, 913-917,1988.

[5] **D**udek. H. J, Leucht. R. and Ziegler. G. ″ Sic-fibre reinforced titanium alloys : processing, interfaces and mechanical properties ″. ECCM 4, 339-344, (1990).

[6] **K**ieschke R.R and T.W. Clyne. ″ Plasma processing of titanium-based composites ″. Proceedings of Sixth World Conference on Titanium, 1789-1794, 1988.

[7] **V**alente. 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, P. 89-95, 1996.

[8] **V**ancheeswaran. R and Wadley. H.N.G. ″ Model-based optimization of consolidation processing ″. Materials Science and Engineering, A244, 58-66, 1998.

[9] **W**anjara. P, Yue. S, Drew. R.A.L, Root. J and Donaberger. R. ″ Titanium-based composites produced by powder metallurgy ″. Key Engineering Materials, 127-131, 415-422, 1997.

[10] **W**anjara. P, Drew. R.A.L and Yue. S. ″ Characterization of Ti-6%Al-4%V/TiC etal matrix composites consolidated by powder metallurgy processing ″.Proceedings of Titanium 95, 2771-2778, 1995.

[11] **W**arrier. S.G, Blue. C.A and. Lin. R.Y ″ Infiltration of titanium alloy-matrix composites ″. Journal of Materials Science Letters, 12, 865-868, 1993.

[12] **W**arrier. 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.

[13] **W**arrier. S.G and Lin. R.Y. « Effect of heat treatment on the flexural properties of a titanium matrix composite ». Scripta Metallurgica et Materialia, 27, 1015-1020, 192.

CHAPITRE III

CONTRAINTES INTERNES DANS LES MATÉRIAUX COMPOSITES

Introduction

la mise en forme des matériaux composites conduit inexorablement à la formation de contraintes internes qui non seulement peuvent fragiliser la pièce, mais surtout l'amener à se déformer après démoulage .Selon l'amplitude de la déformation, la pièce peut être soit rejetée, soit, pour des déformations plus petites, forcée à s'ajuster à la géométrie de l'assemblage, ce qui ajoute des contraintes supplémentaires dans la pièce. Jusqu'il y a une dizaine d'années, en raison d'un manque de connaissances dans le domaine, les contrôles dimensionnels reposaient sur une approche par essai-erreur. Lorsqu'une pièce présentait des déformations, la géométrie du moule était ajustée pour que la pièce, une fois déformée, soit conforme. Avec la complexité croissante des pièces, une telle approche est devenue de plus en plus coûteuse en temps et en argent. Aujourd'hui, grâce au progrès de la recherche, l'industrie se base à la fois sur l'expérience et les analyses de modélisation par éléments finis permettent de prédire la dégradation des propriétés de pièces composites complexes. Ceci permet de réduire considérablement les temps et coûts de production. [1.*III*]

III.1 Origine des Contraintes résiduelles

Les origines des contraintes résiduelles sont nombreuses et variées. Elles peuvent être séparées en trois catégories : mécanique, thermique et métallurgique, un exemple générique de leur génération peut être abordé par le problème d'incompatibilité du fait des hétérogénéités de déformation plastique entre les grains ou entre les phases d'un même polycristal. Ces différences de déformation créeraient des vides ou des recouvrements. Pour assurer la continuité du milieu, ceux-ci sont compensés par des déformations élasto-plastiques additionnelles qui sont à l'origine des contraintes résiduelles. [1.*III*]

De cela, on peut définir la notion de contraintes résiduelles, liée au matériau par des déformations créées par les incompatibilités entre les grains, les constituants, les cristallites ou entre les phases du même matériau. Les contraintes résiduelles peuvent être générées lors de l'élaboration durant la solidification, les traitements thermomécaniques et thermiques, la mise en forme, l'usinage, l'assemblage, ou par sollicitation mécanique, thermique, chimique etc. Des inclusions dans le matériau, des défauts structuraux (par exemple, dislocation, maclage, domaine ordonné, joints de grains, sous-joints de grains, interface de lamelles) peuvent engendrer des distorsions locales du réseau, causant une fluctuation du paramètre de la maille. De manière générale, les contraintes résiduelles sont le résultat de l'activité des sources fondamentales suivantes agissant seules ou en combinaison figure *III.1 :*

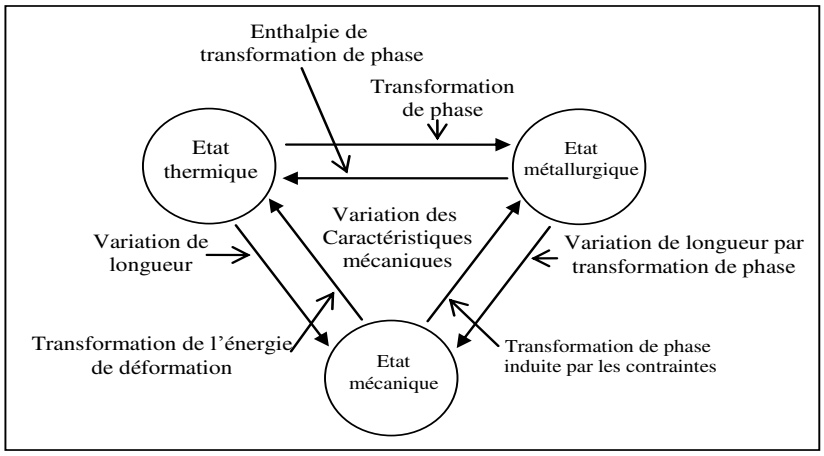


Fig.III. 1 : *Origine des contraintes résiduelles. Interdépendance entre les différents états du matériau. [1.III]*

- un écoulement plastique non homogène sous l'action de forces extérieures (grenaillage, auto-frittage, galetage, martelage, choc laser) ;
- une déformation plastique non homogène au cours d'un chauffage ou d'un refroidissement non uniforme (trempe banale, moulage des matières plastiques) ;
- des déformations structurales de transformation de la matière (traitements thermiques) ;
- des hétérogénéités d'ordre chimique ou cristallographique (nitruration, cémentation) ;
- des traitements superficiels divers (émaillage, nickelage, chromage, physical vapor deposition : PVD, chemical vapor deposition : CVD) ;
- des différences de coefficients de dilatation thermiques et des incompatibilités mécaniques des différents composants des composites (composites à matrice métallique et organique, revêtements céramiques). [2.*III*]

Tout procédé de mise en œuvre induit des contraintes internes. Du fait de la nature viscoélastique de la résine, une part de ces contraintes peut se relâcher soit au cours de la cuisson, soit au démoulage, mais une partie peut subsister; c'est ce qu'on appelle les contraintes résiduelles.

Les sources des contraintes résiduelles peuvent être qualifiées d'intrinsèques (relatives au matériau, à l'empilement des couches ou à la forme de la pièce), ou d'extrinsèques (relatives à la mise en œuvre et à l'outillage) [7]. Dans le cas des matrices polymères thermodurcissables, les sources intrinsèques de contraintes couramment rapportées dans la littérature résultent des variations de volume thermique (coefficient d'expansion thermique de la résine) et chimique (retrait de la résine dû à la polymérisation). L'architecture du renfort fait également partie de ces sources de contraintes. Les sources externes de contraintes résiduelles incluent

majoritairement l'interaction moule-pièce et les contraintes résiduelles dues aux gradients de cuisson durant la mise en œuvre (historique de cuisson) ***[3.III].***

Les sources intrinsèques de contraintes agissent de l'intérieur vers l'extérieur en créant des contraintes à l'échelle de la microstructure dont l'effet « remontera » à travers les autres échelles jusqu'au niveau macroscopique. À l'inverse, les sources extrinsèques agissent de l'extérieur vers l'intérieur en créant des contraintes aux frontières du composite et dont l'effet migrera jusqu'à l'échelle microscopique.

Ainsi, on distingue trois échelles auxquelles les contraintes peuvent être étudiées :

- ✓ l'échelle microscopique, qui se situe à l'interface fibre-matrice;
- ✓ l'échelle microscopique, qui correspond à celle du laminé ;
- ✓ l'échelle macroscopique de la structure composite.

A chaque niveau, les contraintes s'équilibrent et l'état de contrainte global est la somme des contraintes aux trois échelles **[7.*III*].** L'impact des contraintes sur la pièce varie selon l'échelle laquelle celles-ci agissent. La Figure 2-3 montre de manière schématique le lien entre la source des contraintes, leur niveau d'action et leur effet sur la pièce. Seules les principales conséquences sont indiquées, soit une réduction de la rigidité de la pièce et des déformations.

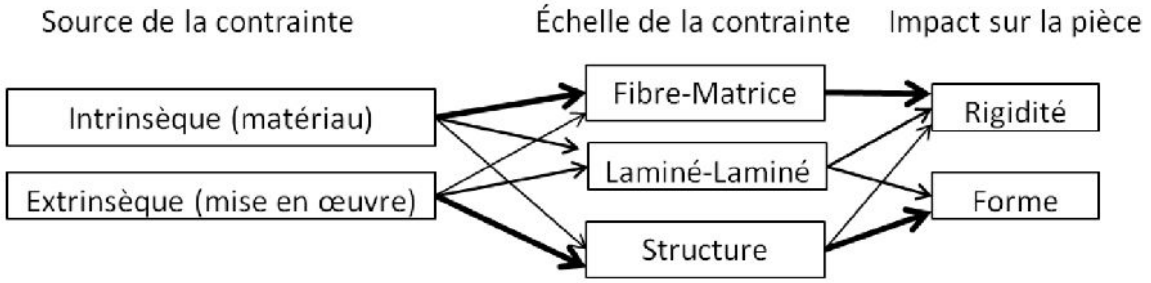


Fig.III.2 *: Relation entre source de contrainte, échelle de contrainte et impact sur la pièce (adapté de [8.III) L'épaisseur des flèches indique l'importance de la relation*

De par leur nature, les sources intrinsèques ont plus d'impact sur l'état des contraintes au niveau microscopique, tandis que les sources extrinsèques exercent leur effet au niveau structurel. De manière globale, les contraintes résiduelles, quelle que soit leur nature, affectent la rigidité de la pièce. En revanche, seule les contraintes agissant aux échelles du laminé et de la structure peuvent affecter de manière significative la forme finale de la pièce.

Ainsi, ces contraintes, selon leur quantité et leur nature, jouent un rôle prédominant sur le comportement final d'une pièce composite, que ce soit en termes de performance mécanique, de stabilité dimensionnelle ou de durabilité.

III.2 Sources de contraintes résiduelles et de déformations

Les sources des contraintes résiduelles et leurs effets sur les structures composites ont largement été étudié pendant les dernières années. Au final, trois principaux mécanismes affectant la forme des pièces composites ont été identifié [9.*III*] **:**

- les contraintes thermiques;
- le retrait chimique de la résine;
- l'interaction moule-pièce.

Chacun de ces trois mécanismes est détaillé ci-après

III.2.1 Contraintes thermiques

La mise en forme des pièces composites entraine des changements volumiques importants, dont une grande partie est liée au coefficient d'expansion thermique de la résine. La contraction thermique due au refroidissement de la résine après la cuisson est la première cause rapportée de formation des contraintes résiduelles dans les matériaux composites [10-12.*III*]. En effet, le coefficient de dilatation thermique des matrices polymériques est en général bien plus élevé que celui des fibres (typiquement, 6×10^{-5} /°C pour une résine époxy contre 5×10^{-6} /°C pour des fibres de verre [13.*III*]. Aussi, certaines fibres comme les fibres de carbone ont un comportement orthotrope, où les coefficients de dilatation thermique sont très faibles, voire légèrement négatifs dans la direction longitudinale, mais plus élevés dans la direction transverse.

Ces différences conduisent, lors du refroidissement de la pièce, à la formation de contraintes thermiques à l'interface fibre/matrice. Bien que ces contraintes puissent affecter le comportement à la rupture du composite, elles ne causent généralement pas de défo formations globales, car elles se développent à une échelle trés locale et les déformations induites à cette échelle tendent à s'équilibrer sur un plus grand volume de matériau (i.e., à l'échelle macroscopique).

Ces contraintes sont générées par la température d'élaboration (T_0) du matériau qui est différente de celle d'usage (T). Lors de la phase de refroidissement, la différence entre les coefficients de dilatation thermique de chacun des constituants (fibre, matrice et interphase) engendre l'apparition de contraintes thermiques résiduelles. Dans leur évaluation, on néglige pratiquement toujours le rôle de l'interphase. La Fig. II.9 schématise le cas d'un composite constitué d'une fibre et d'une matrice.

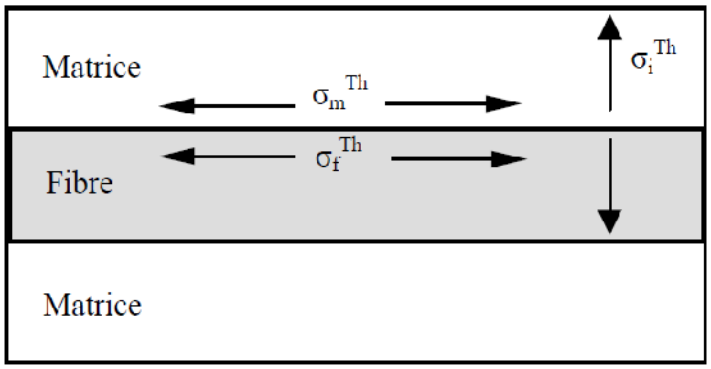


***Fig. III.3**. Contrainte d'origine thermique dans la fibre et matrice [13.III].*

La prise en compte de la contrainte thermique résiduelle est de la première importance pour la prédiction du comportement mécanique des composites à matrice céramique. En effet leur existence influence de façon majeure la valeur de contrainte de microfissuration de la matrice et aussi le mécanisme de transfert de charge à l'interface.

Deux cas peuvent se présenter dans les composites céramique-céramique. Si $\alpha_m > \alpha_f$, la fibre est frettée par la matrice, la contrainte thermique résiduelle interfaciale (σ_r^{Th}) est une compression. S'il existe une grande différence entre les valeurs de αm et αf (i.e. $\alpha m >> \alpha f$), la matrice peut se fissurer lors du refroidissement. C'est le cas rencontré dans le composite Al_2O_3/SiC où $\Delta\alpha = \alpha_m - \alpha_f = 5{,}7.10\text{-}6/°C$. Ceci peut aussi décroître la résistance du composite et créer des chemins d'oxydation vers les fibres.

Au contraire, si $\alpha_m < \alpha_f$, la matrice est longitudinalement en compression ce qui peut retarder de manière appréciable l'apparition de la première fissure matricielle. Par contre, l'interface est en tension ($\sigma_r^{Th} > 0$), ce qui conduit à un transfert de charge moins efficace. C'est le cas du composite SiCf/MAS-L avec un $\Delta\alpha = -1{,}5.10\text{-}6$ /°C, qui possède de bonnes propriétés mécaniques. Une étude faite sur ce composite, en appliquant le critère énergétique de décollement à l'interface en présence d'une contrainte thermique longitudinale montre l'influence des contraintes thermiques résiduelles longitudinales et radiales *[14.III]*. Il est impératif d'optimiser la valeur de σ_r^{Th} et donc de contrôler, dans une certaine mesure, les conditions de frottement à l'interface par l'addition d'une couche intermédiaire, d'épaisseur suffisante pour jouer le rôle de tampon (interphase compliante), de pyrocarbone (PyC) ou de nitrure de bore (BN) à l'interface fibre/matrice. Les épaisseurs d'interphase généralement mentionnées pour des fibres ayant un diamètre entre 7 et 20 µm s'étendent de 0,1 à environ

1µm. [15.*III*]. Les interphases de PyC ou BN, du fait de leur anisotropie structurale, peuvent aussi dévier les fissures matricielles en facilitant l'amorçage de la décohésion (G_c plus petit). Dans le cas d'un composite unidirectionnel à fibres longues, les contraintes résiduelles peuvent se calculer à l'aide des relations de Piggott *[16.III]*.

$$\sigma_{\mathrm{f}}^{\mathrm{Th}} = E_f E_m.(1-\mathrm{V_f}).(T_0 - T).(\alpha_f - \alpha_m)/E_c \quad (1)$$

$$\sigma_{\mathrm{m}}^{\mathrm{Th}} = -E_f E_m \mathrm{V_f}.(T_0 - \mathrm{T}).(\alpha_f - \alpha_m)/E_c \quad (2)$$

$$\sigma_{\mathrm{i}}^{\mathrm{Th}} = E_m.(T_0 - T).(\alpha_f - \alpha_m)/[(1+\mathcal{V}_{\mathrm{m}}) + E_m.(1-\mathcal{V}_{\mathrm{f}})/E_f] \quad (3)$$

Où T et T_0 : température d'utilisation et d'élaboration du composite

E_f, E_m et E_c : module d'Young de la fibre, de la matrice et du composite respectivement

V_f : fraction volumique de fibres dans le composite

α_f et α_m : coefficients de la dilatation des fibres et de la matrice

ν_f et ν_m : coefficients de Poisson des fibres et de la matrice

σ_f^{Th}, σ_m^{Th} et σ_i^{Th} : contrainte thermique résiduelle dans la fibre, dans la matrice et à l'interface fibre/matrice.

Dans le cas des composites SiC_f/SiC (V_f = 0,5), les contraintes estimées par Olivier Rapaud [RAPA 02] sont :

σ_f^{Th} = -149MPa

σ_m^{Th} = 149MPa

σ_i^{Th} = -311 MPa

Par ces valeurs, ainsi que par les valeurs des coefficients de dilatation (α_f = 3,5.10^{-6}/°C et α_m = 4,5.10^{-6}/°C), on peut conclure que la fibre est en compression axiale. On note qu'on a une valeur négative pour la contrainte radiale à l'interface, ce qui indique que l'on aura un transfert de charge efficace, cette interface étant en compression. Le composite SiC_f/SiC qui a un $\Delta\alpha$ = -1,10^{-6}/°C possède une interphase de Pyrocarbone dont le rôle est d'amortir la contrainte de frettage σ_r^{Th} et ainsi de modifier le frottement interfacial de façon plus ou moins importante selon son épaisseur. La Fig. III.4 montre l'effet de différents coefficients dilatation.

De nombreux auteurs ont établi l'influence des ces contraintes d'origine thermique sur le comportement à la rupture de matériaux composites [17.*III*]. Marshall et Evans [18.*III*]. montrent que les contraintes de tension résiduelle dans la matrice augmentent la ténacité malgré le rôle apparemment négatif de ces tensions. Ces dernières peuvent être compensées

par plusieurs mécanismes dont les contraintes de compression résiduelles dans le renfort qui peuvent conduire à une augmentation de l'ouverture de la fissure avant que le renfort se rompe. De même qu'une augmentation des contraintes de compression normales à l'interface peut conduire à des forces de friction plus importantes qui peuvent être bénéfiques dans le cas où l'extraction serait limitée par la longueur d'un renfort discontinu. Mais ces forces de friction, qui contribuent à l'augmentation de la résistance mécanique du composite et de la ténacité à l'amorçage, ne doivent pas être trop importantes. En effet, si tel était le cas, la fissure matricielle traversait les fibres, conduisant alors, à une rupture fragile du composite.

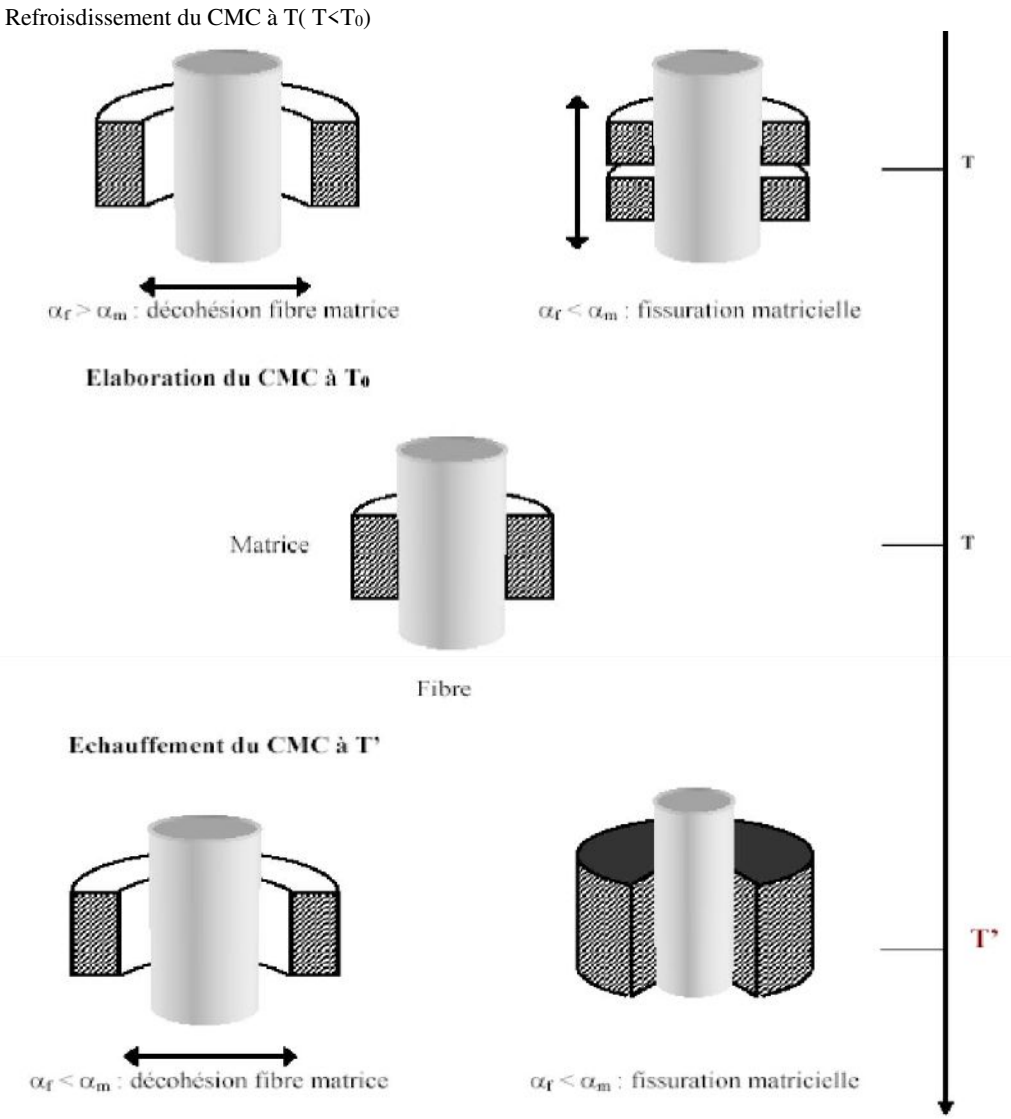


Fig III.4 *Effet des coefficients de dilatation [17.III].*

III.2.2 Retrait chimique de la résine

Presque tous les systèmes de résine thermodurcissable se rétractent dans une certaine mesure. On rapporte dans la littérature un retrait chimique de 6 à 10% pour les résines polyester *[4, 16.III]* et d'environ 1 à 6% pour les époxydes *[3, 11, 17.III].* Le retrait chimique est le changement de volume dû à la réaction de polymérisation de la résine. Ce dernier est le r és ultat de la conversion des liaisons de Van der Waals entre les monomères de la résine en des liaisons covalentes plus petites qui forment le réseau polymérique [18]. Cette réorganisation moléculaire a pour conséquence une augmentation de la densité du polymère et donc une diminution du volume global de la résine à mesure que la cuisson progresse.

Du fait des variations importantes des propriétés de la résine durant sa cuisson, il est difficile de mesurer le retrait chimique de manière exacte. Plusieurs techniques de mesure ont été développées. A ce jour, il n'existe toujours aucune approche unifiée. Deux approches sont couramment utilisées : les méthodes fondées sur la mesure du changement volumique et les autres. Les méthodes volumétriques utilisent principalement des dilatomètres capillaires [4, *19.III]* et mesurent la dilatomètre volumique de la résine. Certains chercheurs ont même dév eloppé leur propre instrument de mesure dilatométrique *[20.III]*. Les méthodes non volumétriques mesurent le retrait linéaire de la résine. Parmi ce type d'approche, on trouve l'analyse thermo-mécanique (TMA) *[14, 17.III],* les méthodes rhéologiques *[21, 22.III]* et gravimétriques [3, 22.*III*], les méthodes optiques [23.*III*] ou encore l'utilisation d'ultrasons [24]. Ceci n'est pas une liste exhaustive des méthodes développée s pour mesurer le retrait chimique de la résine, mais elle rend compte de la complexité d'une mesure précise du phénomène. Une approximation fré quente, initialement proposée par Hill *et al.* [4.*III*] consiste à supposer que le retrait chimique évolue de manière linéaire avec le degrés de conversion de la résine (Eq.(2-3)) :

$$\left(\frac{1}{V_0}\frac{dV}{dt}\right)_{\text{retrait chimique}} = \lambda_{\text{chimique}}\ \frac{\mathrm{d}\alpha}{\mathrm{dt}} \qquad (4)$$

Où λ est la constante de retrait de la résine.

Le coefficient de retrait chimique du composite peut être évalué grâce à une simple loi des mélanges [25.*III*] :

$$\mathrm{CCS} = 1 - \mathrm{V_f}\,\mathrm{CCS_r} + \mathrm{V_f}\,\mathrm{CCS_f} \qquad (5)$$

Où les indices f et r se réfèrent aux fibres et à la matrice et CCS est le coefficient de retrait chimique. Par ailleurs, il est supposé que les fibres ne subissent pas de retrait chimique, donc $CCS_f = 0$

Bien qu'aujourd'hui le retrait chimique de la résine soit reconnu comme ayant un effet majeur sur l'état des contraintes résiduelles et des déformations dans les pièces composites, sa contribution dans le développement de ces dernières a longtemps fait l'objet de controverses dans la littérature. En effet, il y a quelques années le retrait chimique était supposé avoir un effet négligeable sur les contraintes résiduelles et les études ne prenaient alors en compte que les contributions thermiques *[10, 26, 27.III]*. Les chercheurs négligeaient le retrait chimique, supposant qu'il n'apparaissait que très tôt durant le cycle de cuisson, lorsque les propriétés mécaniques de la résine sont encore trés faibles et la relaxation importante, conduisant ainsi les contraintes en développement à être immédiatement relâchées. Ce que les chercheurs ne prenaient alors pas en compte, c'est que le retrait se développe tout au long de la cuisson et que la partie du retrait survenant après le gel de la résine est susceptible d'entraîner des contraintes résiduelles et des déformations *[28.III]*.

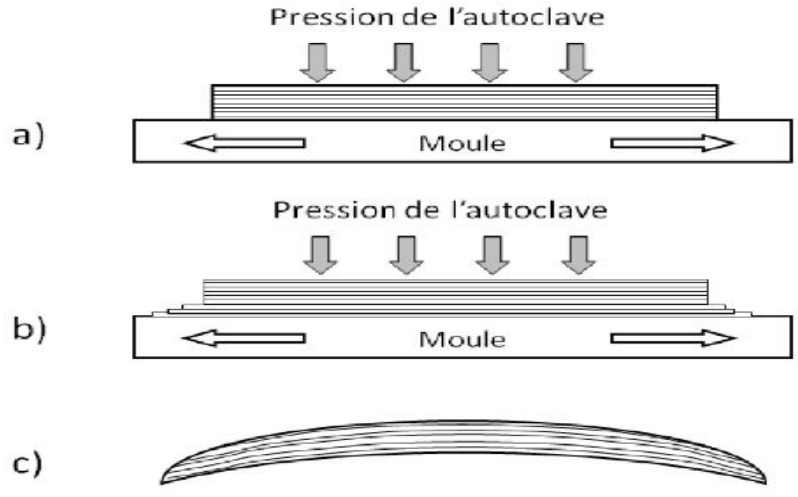
Ainsi, au cours des dernières décennies, plusieurs chercheurs ont tenté de mettre en évidence l'importance du retrait chimique de polymérisation. Par exemple, Motahhari *et al. [29.III]* ont développé une méthode permettant de mesurer la proportion du retrait chimique contribuant à la formation des contraintes résiduelles. L'étude montre bien qu'une partie des contraintes causées par le retrait à la cuisson est neutralisée à haute température par le phénomène de relaxation de la résine. Toutefois, certaines contraintes subsistent après la vitrification et peuvent donc contribuer de manière non négligeable au développement des contraintes rés iduelles. Plus tard, Golestanian *et al. [21.III]* ont démontré grâce à une modélisation par éléments finis que le retrait de la résine était responsable de 6% de la déformation totale de la pièce composite dans le cas de laminés époxy/fibres de verre et époxy/fibres de carbone. Ceci est cohérent avec les résultats d'Olivier *[27.III]* obtenus par analyse thermomécanique, qui donnent une contribution du retrait chimique s'élevant à 8% de la déformation finale pour le laminé carbone/époxy étudié.

Par ailleurs, Motahhari *[28.III]* a montré par l'observation d'un échantillon bicouches (une couche de résine pure sur une couche de composite) que le retrait de la résine pure est plus important que celui du composite. Cette différence provient du fait que le lien solide à l'interface entre le polymère et les fibres ne permet pas la résine de se contracter librement. Alors que le renfort tend à limiter l'effet du retrait chimique dans le plan, le retrait à travers l'épaisseur n'est pas contraint. Cela présente peu de conséquences pour les pièces plates, mais

contribue considérablement au retour d'angle dans les pièces courbes, comme nous le verrons plus tard. Plusieurs autres auteurs ont mis l'accent sur l'importance de la modélisation du retrait chimique des matériaux composites dans l'estimation des contraintes résiduelles [18, 19] et des déformations, en particulier dans les pièces courbes *[20]*. Ainsi, depuis une vingtaine d'années, le retrait chimique est presque toujours pris en compte et ce, même lorsque le comportement viscoélastique de la résine est considéré *[21]* En plus des contraintes thermiques et du retrait chimique de la résine, la littérature indique que l'interaction moule-pièce est également à l'origine de déformation dans les pièces composites.

III.2.3 Interaction moule-pièce

Des contraintes peuvent également se développer durant la cuisson suite à un déc alage entre les déformations de la pièce et celles du moule. Il s'agit de l'interaction moule-pièce. La Figure 2-4 représente le mécanisme de l'interaction moule-pièce en autoclave. Les moules en aluminium ou en acier ont un coefficient d'expansion thermique bien plus élevé que celui des composites. Par conséquent, durant le chauffage, le laminé est étiré suite à l'expansion du moule (a), entrainant des contraintes de cisaillement à l'interface entre la pièce et le moule. De plus, les plis proches du moule sont plus étirés que les plis plus éloignés, ce qui crée un gradient de contraintes à travers l'épaisseur du laminé (b). Lorsque la résine cuit, cette distribution non uniforme des contraintes est figée dans la pièce et peut conduire à un fléchissement de la pièce au démoulage, phénomène connu sous le nom de gauchissement (c) *[22.III]*.



FigIII.5 *: mécanisme de l'interaction moule pièce* [22.*III*].

L'effet du moule sur la formation des contraintes résiduelles a principalement été étudié en autoclave. Peu de chercheurs se sont intéressés aux procédés à moule fermé comme le RTM. Les phénomènes sont différents en RTM car contrairement à l'autoclave, deux demi-moules solides sont utilisés en RTM, ce qui constitue une cavité de volume constant. Ainsi, dans le cas de l'autoclave, le composite reste en contact avec le moule grâce à la pression appliquée de manière continue par l'appareil, alors qu'en RTM, suite à la diminution d'épaisseur du laminé lors du retrait de la résine à la cuisson, la pièce peut perdre le contact avec le moule. Cette différence de comportement a une influence sur la formation des contraintes et les déformations *[25.III]*.

L'interaction mécanique moule-pièce a beau être un phénomène reconnu, il y a encore peu de données disponibles sur les conditions du phénomène, la manière dont elle affecte la forme des pièces et sa variabilité. Un modèle numérique qui prend en compte l'interaction moule-piéce pour calculer la déformation induite durant la fabrication d'une pièce composite a été développé par Twigg *et al.* [27.*III*]. De leurs coté, De Oliveira *et al.* [26.*III*] ont étudié de manière expérimentale l'influence du matériau du moule sur le développement des contraintes résiduelles au moyen de l'utilisation de fibres optiques à réseau Bragg dans des laminés fabriqués par autoclave. Des jauges de déformation ont également été utilisées par Fernlund *et al.* [28.*III*] pour mesurer l'interaction moule-pièce sur des pièces plates fabriquées en autoclave. De plus en plus de chercheurs essaient d'évaluer l'interaction moule-pièce, mais ce phénomène reste encore difficile à mesurer et ses effets ne semblent pas encore bien compris. [29.*III*]

III.2.4 Déformations résiduelles : le retour d'angle (« spring-in »)

Un des problèmes majeurs dans l'industrie aéronautique est la faible fidélité dimensionnelle lors du démoulage des pièces composites sous l'influence des contraintes rés iduelles. Deux types de changement dimensionnel ont lieu lors de la cuisson d'un composite stratifié (Figure 2-5) :

- changements de forme dans le plan (gauchissement - (a));
- changements d'angle dans les zones de courbure (retour d'angle - (b)).

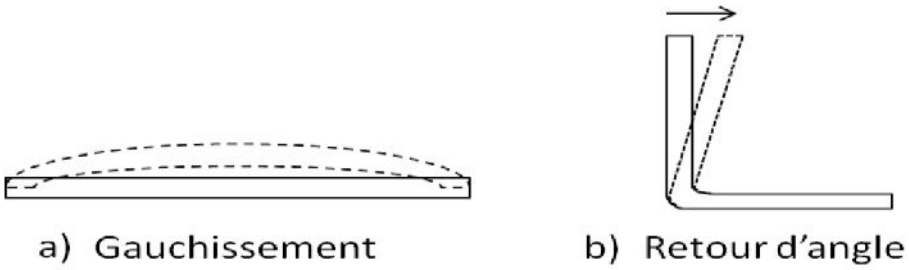


***Fig III.6**: Déformations dues aux contraintes résiduelles induites par le procédé.* [30.*III*].

Le retour d'angle est le résultat des contraintes résiduelles se développant à la cuisson, lorsque la pièce est confinée dans le moule. Lorsque les contraintes externes sur le matériau sont relâchées (i.e., au démoulage), les contraintes résiduelles causent une réduction des angles. La Figure 2-6 illustre ce phénomène. Le retour d'angle est donc habituellement défini comme la différence entre l'angle du moule et l'angle de la pièce finale.

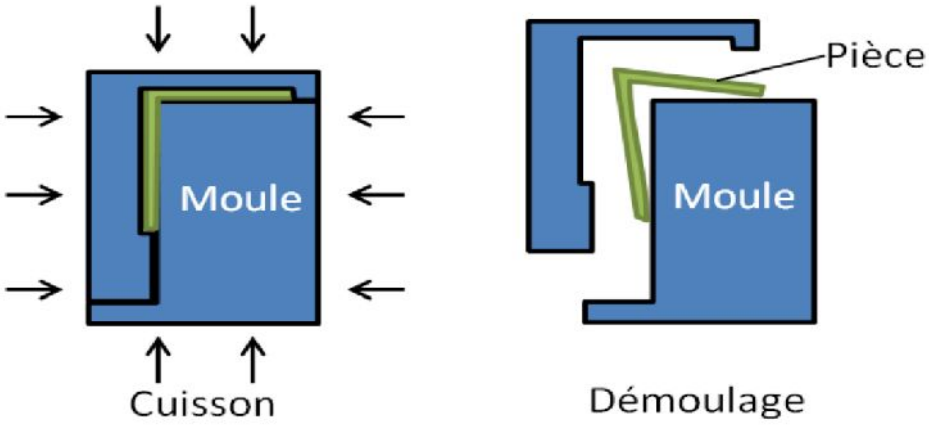


***Fig III.7** Illustration du phénomène de retour d'angle* [31.*III*].

Le retour d'angle qui se manifeste dans un composite thermodurcissable à angle droit est typiquement compris entre 1° et 2° [30, 31.*III*]. Le mécanisme de retour d'angle peut être divisé en deux catégories : thermo-élastique et non thermo-élastique. Le retour d'angle thermo-élastique correspond à la déformation qui résulte de la différence entre le coefficient d'expansion thermique dans le plan et à travers l'épaisseur. Cette part du retour d'angle est réversible, elle diminue lorsque la pièce est chauffée jusqu'à la température de fabrication. Ce phénomène est relativement bien compris. En revanche, le retour d'angle non thermo-élastique n'est pas réversible et peut être attribué aux phénomènes se développant durant la cuisson, tels que le retrait et l'interaction moule-pièce [32.*III*].

Cependant, l'interaction moule-pièce est souvent négligée dans l'étude du retour d'angle car elle semble n'avoir qu'une faible influence sur ce dernier. En effet, Albert et Fernlund [34.*III*] ont observé que pour des pièces en L fabriquées par autoclave, l'interaction moule-pièce affectait de manière significative le gauchissement des parties planes, mais pas l'angle de déformation des pièces. Khoun *et al.* [33.*III*] sont arrivés aux mêmes conclusions lors de la simulation par éléments finis de la déformation de cylindres en carbone-époxy réalisé par RTM. Les résultats ont montré que l'interaction moule-pièce n'était pas un mécanisme majeur influençant le retour d'angle. De plus, contrairement à l'autoclave, le matériau du moule n'affecte que très peu le retour d'angle des pièces fabriquées par RTM. Les auteurs expliquent ce phénomène par le fait qu'en RTM, le moule est préchauffé à la température de cuisson avant l'injection, rendant faible l'amplitude du gradient de contrainte créé lors de l'expansion du moule. En conclusion, l'angle de déformation est essentiellement le résultat des contractions thermiques et chimiques ayant lieu au cours de la cuisson et du refroidissement de la pièce. Cependant, plusieurs paramètres peuvent affecter la déformation de l'angle, tels que la géométrie de la pièce, son épaisseur, etc.

III.3 Mesure des contraintes internes :

Il est nécessaire de prendre en compte l'état de contraintes résiduelles dans la conception des composants. Malgré les techniques analytiques et de calcul modernes, il est bien plus difficile de prédire et de modéliser les contraintes résiduelles que les contraintes de service d'un composant. Pour cette raison il est important d'avoir des méthodes expérimentales fiables pour l'évaluation des contraintes résiduelles et de comprendre le niveau d'information que l'on peut en obtenir.

III.3.1 Méthodes expérimentales :

Les méthodes d'analyse des contraintes résiduelles se divisent grossièrement en trois catégories : les méthodes mécaniques, de diffraction et physiques (Tableau **1**) [35.*III*].

Méthode	Pénétration	Résolution spatiale	Précision sur la contrainte	Caractéristiques
Trou incrémental	≈1,2xdiamètre du trou	50 µm en profondeur	± 50 MPa	Mesures dans un plan des contraintes du 1er ordre - semi-destructive
Diffraction des rayons X classiques (jauge de déformation atomique)	< 50 µm (Al) ; < 5 µm (Ti); < 1mm (Fe) (si polissage)	1 mm latérale, 20 µm en profondeur	± 20 MPa, limité par les non-linéarités dans le $\sin^2\psi$ ou par les conditions de surface	Non destructive seulement pour l'analyse de surface ; sensible à la préparation de la surface. Contraintes de 1er, 2ème et 3ème ordre
Diffraction des rayons X durs (jauge de déformation atomique)	50 mm (Al)	20 µm latéral et 1 mm parallèle au faisceau	± 2-5 MPa limité par la taille des grains dans le volume analysé	Contraintes de 1er, 2ème et 3ème ordre. Non destructive, mais seulement déformations
Diffraction des neutrons (jauge de déformation atomique)	200 mm (Al), 30mm (Fe), 4mm (Ti)	500 µm	± 7-20 MPa, limité par la statistique de comptage et la fiabilité de la référence	Contraintes de 1er, 2ème et 3ème ordre. Tenseur complet des contraintes
Ultrasons	> 10 cm	5 mm	10%	Sensible à la microstructure. Contraintes de 1er, 2ème et 3ème ordre
Magnétiques	10 mm	1 mm	10%	Sensible à la microstructure. Pour matériaux magnétiques seulement. Contraintes de 1er, 2ème et 3ème ordre
Raman	< 1µm	< 1µm env.	$\Delta\lambda$=0.1cm^{-1} =50MPa	Contraintes de 1er et 2ème ordre

Tableau III.1*: Méthodes pour l'analyse des contraintes et leurs principales caractéristiques*.[35.*III*]

III.3.2 Méthodes analytiques :

Les modèles analytiques issus de théories mathématiques et prenant en compte un certain nombre d'hypothèse de base, font partie des méthodes prédictives. Cependant, leurs expressions peuvent devenir très complexes au fur et à mesure que le nombre de paramètres augmente. C'est pourquoi ces approches ne sont utilisées qu'avec précaution et restent réservées à des matériaux répondant aux hypothèses de base. Le champ de contraintes résiduelles thermiques est constitué de trois composantes, elles sont données grâce à une analyse thermo-élastique par les formules citées par la suite:

a. Contraintes Radiales :

La contrainte thermique radiale se calcule de la façon suivante *[37.III]* :

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

Avec $\Delta T = T - T_0$

Où T : La température ambiante.

T_0 : La température d'élaboration du composite.

A : coefficient de flexibilité, il est calculé à partir du calcul de LAME, explicité pour des disques concentriques par *[38.III]***,** en négligeant l'effet des contraintes thermiques longitudinales :

$$A = \frac{1-v_f}{E_f} + \frac{1+v_m+V_f.(1-v_m)}{E_m.V_m} \quad (7)$$

D'après la formule (V), et si le coefficient de dilatation de la matrice est supérieur a celui de la fibre ($\alpha_m > \alpha_f$) l'interface est mise en compression radiale, et dans le cas contraire ($\alpha_m < \alpha_f$), l'interface est mise en tension, dans ce dernier cas la décohésion de l'interface est plus facile

b. Contraintes longitudinales :

Les contraintes résiduelles thermiques sont données par les relations suivantes *[39.III]* :

$$\sigma_f^{th} = \frac{E_f}{1+\eta} \Delta\alpha.\Delta T \quad (8)$$

Et $$\sigma_m^{th} = -E_m \frac{\eta}{1+\eta} \Delta\alpha.\Delta T \quad (9)$$

Avec $\eta = \frac{E_f.V_f}{E_m.V_m}$ (10)

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

c. Contraintes Circonférentielles :

Elles sont données par Oel et Frechete :

$$\sigma_\theta = -\sigma_r \quad (11)$$

Donc pour ce cas on aura des contraintes de tensions si $\alpha_m > \alpha_f$; et des contraintes circonférentielles de compression pour le cas inverse $(\alpha_m < \alpha_f)$. [40.*III*]

Conclusion

La prédiction numérique de contraintes résiduelles pendant la fabrication du composite est indispensable pour améliorer la connaissance du procédé, et donc analyser les effets des paramètres du procédé sur l'intégrité mécanique de la pièce. Les outils numériques existants basés sur les formulations thermique et mécanique sont capables de prédire telles distorsions.

References bibliographiques

[1.III] Parlevliet P., Bersee H., and Beukers A. Residual stresses in thermoplastic composites - a study of literature. Part III : Effects of thermal residual stresses. Composites : Part A, 38, 1581–1596, 2007.

[2.III] Mallick P. Fiber - Reinforced Composites : materials, manufacturing and design., 1988. [3] White S. and Hahn H. Process Modeling of Composite Materials : Residual Stress Development during cure. Part 1. Model formulation. Journal of Composite Materials, 26(16), 2402–2422, 1992.

[4.III] Svanberg M. and Holmberg J. Predictions of Manufacturing Induced Shape Distortions. PhD thesis, Lulea University of Technology, Sweden, 2002. [5] Gay D. Materiaux composites, 2005. ´

[6.III] Hexcel . Composite carbon T300 / epoxy 914, product properties. Technical report, www.hexcel.com, 2009.

[7.III] Prepin R. Analyse des contraintes residuelles de cuisson dans un composite carbone / ´ epoxy ´ a plis crois ` es. ´ PhD thesis, L'institut National Polytechnique de Lorraine.

[8.III] Jain L., Hou M., Ye L., and Mai Y. Spring-in study of the aileron rib manufactured from advanced thermoplastic composite. Composite Part A, 29(82), 973–979, 1998.

[10.III] R. de Oliveira, S. Lavanchy, R. Chatton, D. Costantini, V. Michaud, R. Salathé, et J.-A. E. Månson, « Experimental investigation of the effect of the mould thermal expansion on the development of internal stresses during carbon fibre composite processing », Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 39, no 7, p. 1083-1090, 2008

[11.III] X. F. Ang, G. G. Zhang, J. Wei, Z. Chen, et C. C. Wong, « Temperature and pressure dependence in thermocompression gold stud bonding », Thin Solid Films, vol. 504, no 1-2, p. 379-383, 2006.

[12.III] J. SPRAUEL, "Etude par diffraction X des facteurs mécaniques influençant la corrosion sous contraintes d'aciers inoxydables," Université Paris VI, Paris, Thèse de doctorat 1988.

13.III] L. L. MET-X, "Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X," ENSAM Paris, Paris, Document de formation générale 1997.

[14.III] E. MACHERAU, H. WOHLFAHRT, and WOLFSTIEG, HTM, vol. 23, p. 201,1973.

[15.III] K. KLAUS, Eigenspannungen.: Deut. Gesell. Metallkde, 1981.

[16.III] V. GUIPONT, "Déterminations expériemnatales de contraintes résiduelles au sein d'assemblages céramique/métal réalisés par brasage:Application au couple nitrure de silicium/acier doux," Ecole Centrale de Lyon, Lyon, Thèse de doctorat 1994.

[17.III] A. E1426-94, Standard test method for determining he effective elastic paramter for Xra diffraction measurements of residual stress. 1994.

[18.III] J.Petit, "Fatigue crack growth threshold concepts", D.I. Davidson and Suresh eds. MMS AIME pub. p 3.1984.

[19.III] M. Benedetti, T. Bortolamedi, V. Fontanriand, F. Frendo, "Bending fatigue behaviour of differently shot penned Al 6082 T5 alloy", International Journal of Fatigue, 26: 889-897.2004.

[20.III] Lu, Jian, et Society for Expérimental Mechanics. Handbook of measurement of residual stresses.Lilbum, Géorgie, Upper Saddle River, N.J.: Fairmont Press ;Distributed by Prentice Hall PTR, xv, 238 p. 1996.

[21.III] Withers, P.J., Bhadeshia, H.K.D.H. « Residual stress – Parti1 : Measurement techniques ». Materials Science and Technology, vol. 17, April 2001.

[22.III] Leggatt, R.H., D.J. Smith, S.D. Smith et F. Faure. « Development and expérimental validation of the deep hole method for residual stress measurement ». Journal ofStrain Analysis for Engineering Design, vol. 31, no 3, p. 177-186. 1996.

[23.III] Zhou, H., et M.D. Rao.« On the error analysis of residual stress measurements by the hole-drilling method ».Journal of Strain Analysis for Engineering Design, vol. 28, no 4, p. 273-276. 1993.

[24.III] Sasaki, K., M. Kishidaet T. Itoh.« Accuracy of residual stress measurement by the hole-drilling method ».Expérimental Mechanics, vol. 37, no 3, p. 250-257. 1997.

[25.III] Kishida, Michiya, Kazuaki Sasaki etTuyoshiItoh.« Accuracy of residual stress measurement by the hole drilling method. (Ist Report, influence of locations of strain gauges) ». Nippon Kikai GakkaiRonbunshu, A Hen/Transactions oftheJapon Societyof Mechanical Engineers, Part A, vol. 56, no 525, p. 1248-1253. 1990.

[26.III] Dupas, P., P. Todeschini, B. Yrieixet F. Waeckel. « Evaluation of residual stress measurement techniques and finite élément simulations on friction welded pipes ». In Proceedings ofthe 1998 ASME/JSME Joint Pressure Vessels and Piping Conférence,Jul 26-30 1998.(San Diego, CA, USA, p. 439-446. 373. ASME, Fairfield, NJ, USA. 1998.

[27.III] Oettel, R. 2000, Issue 1. « The Détermination of Uncertainties in Residual Stress Measurement (Using the hole drilling technique), Project UNCERT, EU Contract SMT4-CT97-2165, Standards Measurement & Testing Programme ». In. <http://www.npl.co.uk/materials/residualstress/pdf_files/copl5.pdf>.Consulté le 27 mai 2006.

[28.III] National Physical Laboratory.« The UK's National Laboratory Intemet site ».In. <http://www.npl.co.uk/materials/residualstress/index.html>.Consulté le 13 mai 2006.

[29.III] Kandil, F.A., Lord, J.D., Fry, A.T., Grant, P.V. « A Review of Residual Stress Measurement Methods - A Guide to Technique Sélection ». In. <http://www.npl.co.uk/materials/residualstress/publications.html>.Consulté le 28 avril 2006.

[30.III] Iwata, M., et J. Ogawa.« Advanced techniques of residual stress measurement Part1».Welding Research Abroad, vol. 43, no 4, p. 39-43.1997.

[31.III] Li, H., L.Z. Sun, J.B. Li et Z.G. Wang.« X-ray stress measurement and FEM analysis of residual stress distribution near interface in bonded ceramic/metal compounds ». Scripta Materialia, vol. 34, no 9, p. 1503-1508. 1996.

[32.III] Mcivor, A. 2003. « Cartographie des contraintes près de la surface ». In. <http://neutron.nrccnrc.gc.ca/>. Consulté le 20 mai 2006.

[33.III] T. Fett. "Residual crack profiles under weak phase transformation conditions. Engineering Fracture Mechanics".56 : 275-284, 1997.

[34.III] Y.C. Lan, K.S. Lian. "The effect of residual stress and its redistribution on fatigue crack grawth", Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 12, pp 59-66, 1989.

[35.III] M. Beghini and L. Bertini."Fatigue crack propagation through residual stress fields with closure phenomena", Engineering Fracture Mechanics, 36, pp 379-387, 1990.

[36.III] S. Suresh, R. O. Ritchie. "On the influence of fatigue under load on cyclic crack growth at low stress intensities", Materials Sciences and Engineering, 51 : 61-69, 1981.

[37.III] R. Herman, "Three dimensional stress distribution around cold expanded holes in aluminum alloys", Engineering Fracture Mechanics, vol. 48 : 819-835, 1994.

[38.III] G. Wanlin, "Elastic-plastic analysis of a finite sheet with a cold-worked hole", Engineering Fracture Mechanics, vol. 46 (3): 465-472, 1993.

[39.III] N. Vulic, S. Jecic, V. Grubisic."Validation of crack arrest technique by numerical modelling", International Journal of Fatigue, vol. 19 : 283-291, 1997.

.

[40.III] G. H. Farrahi, G. H. Majzoobi, F. Hosseinzadeh, S. M. Harati. "Experimental evaluation of the effect of residual stress field on crack growth behaviour in CT specimen".Engineering Fracture Mechanics. Vol. 73 : 1772-1782, 2006.

CHAPITRE IV

ENDOMMAGEMENT DES MATÉRIAUX COMPOSITES

Introduction

La nature des endommagements des matériaux composites, leurs mécanismes d'apparition et de progression ont fait l'objet de nombreuses études. Les endommagements peuvent être lies à des défauts initialement présents dans la structure (lies aux constituants ou au procède de mise en œuvre) mais aussi être la conséquence de sollicitations extérieures de diverses origines (mécaniques, thermiques, hydriques…).

IV.1 Endommagement des matériaux composites

Le concept des composites à matrice céramique (CMC) repose sur la volonté de pouvoir concilier les avantages présentés par les céramiques (excellentes propriétés à haute température et faible densité) à un matériau capable d'offrir une tolérance à l'endommagement. En effet, la coexistence de constituants qui présentent indépendamment les uns des autres une rupture fragile, confère au composite un comportement mécanique non fragile. Celui-ci se manifeste par un stade distinct d'endommagement progressif du matériau qui contrairement au cas des céramiques monolithiques, ne laisse pas craindre une rupture imminente. En termes de sécurité, l'utilisation de matériaux CMC autorise ainsi un haut niveau de confiance faisant cruellement défaut aux céramiques monolithiques.

Le développement de ces matériaux s'accélère de manière spectaculaire et la grande diversité des composites élaborés à ce jour résulte du nombre important de combinaisons possibles au niveau des constituants disponibles, des architectures du renfort fibreux et des différents modes d'élaboration. De par son excellente réfractairité, sa faible densité et sa haute résistance mécanique, l'alumine est l'un des matériaux les plus intéressants pour des applications dans des domaines de température pouvant s'étendre jusqu'à 1500°C. Le choix d'un renfort adapté pour pallier à sa fragilité repose alors sur deux critères principaux. D'une part, les fibres doivent pouvoir supporter, sans dégradation, les hautes températures. D'autre part, celles-ci doivent présenter une bonne tenue à l'oxydation pour ne pas nuire au fonctionnement et à la durée de vie du composite lorsque les fibres sont apparentes à la surface ou lorsque des fissures matricielles consécutives à l'endommagement laissent libre accès au milieu environnant**.** [1.IV]

L'endommagement d'un matériau est un processus irréversible qui conduit à l'apparition de défauts locaux. Contrairement aux matériaux métalliques, pour lesquels l'endommagement dépend du chargement imposé, les composites présentent toujours les mêmes endommagements. Du fait de l'hétérogénéité de leur structure, 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 (FigIII.1). Ainsi, on distingue :

- A l'échelle microscopique apparaissent des ruptures d'adhérence entre les fibres et la matrice (décohésion fibres/matrice) ou de porosité.
- A l'échelle mésoscopique, ou échelle du pli, on observe des fissures intra-laminaires transverses (perpendiculaires a la direction de sollicitation) ou longitudinales (dans la direction de l'application de l'effort) et des ruptures de fibres au stade ultime de la ruine du matériau séparation locale entre deux couches liée a une concentration importante des contraintes en cisaillement s'amorçant généralement aux bords libres de la structure. [2.IV]

Ces endommagements ne sont pas présents uniformément dans la structure. Ils dépendent du type de sollicitation, mais aussi de l'orientation et de la proportion des renforts. Sandhu (86)s'est d'ailleurs intéresse à la détermination de la part de chacune des sollicitations uniaxiales élémentaires (longitudinale, transversale, cisaillement) dans l'endommagement d'un stratifie. Pour les orientations fortes (entre 0 et 10°), ce sont les contraintes longitudinales qui contribuent fortement à la dégradation alors que pour les orientations faibles (70-90°), ce sont les contraintes transversales qui participent d'avantage. Il a également remarque que dans les structures ± 45° ce sont les contraintes en cisaillement qui contribuent fortement a la dégradation. **[02]**

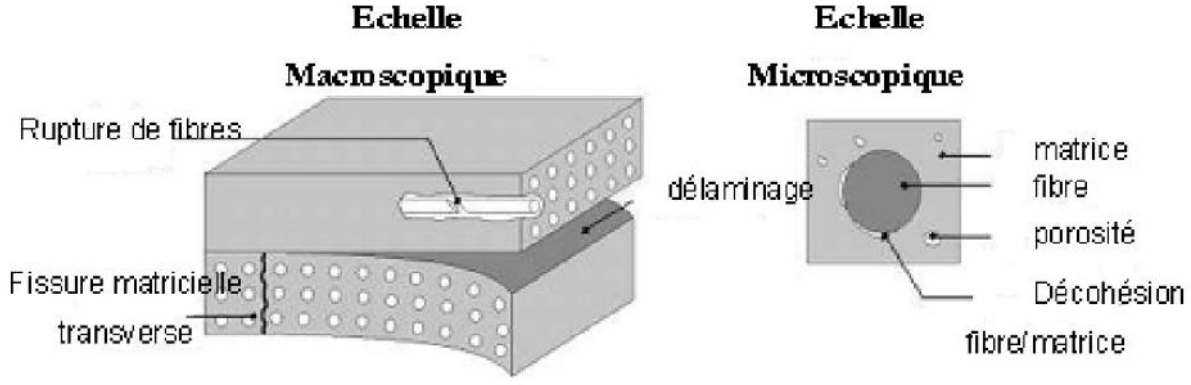


Fig IV.1 *: Principaux endommagements rencontrés dans un matériau composite [02.*IV*]*

IV.1.1 Mécanismes d'endommagement et de rupture

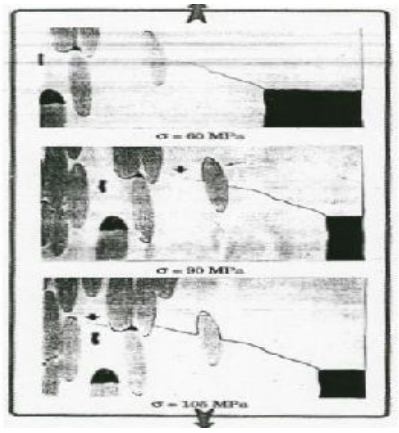
La ruine du matériau est le résultat de la combinaison potentielle de l'ensemble des mécanismes élémentaires du pli unidirectionnel (décohésion fibre/matrice, fissures intralaminaires, ruptures de fibres) et à l'interface entre les plis (délaminage). Ces mécanismes peuvent être initiés par la présence de fissures intralaminaires présentes dans les plis. Ces fissures peuvent être générées par des concentrations de contraintes, des

discontinuités des champs de contraintes entre les plis ou peuvent être présentes initialement dans le matériau (défauts apparus lors de la fabrication ou liés à des effets de bords). Leur propagation et coalescence est induite par différentes sollicitations, de diverses origines (mécanique, thermique, thermomécanique, hydrique…).

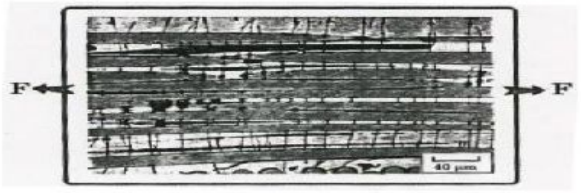
L'hétérogénéité et l'anisotropie des matériaux composites rendent leurs mécanismes d'endommagement nombreux et complexes. Ces endommagements peuvent apparaître très tôt dans la vie d'une structure et constituer des zones d'amorçage de rupture macroscopique fortement préjudiciables à son intégrité. On se propose à présent de mettre en évidence ces différents mécanismes élémentaires amenant la création de surfaces de décohésion au sein des composites stratifiés [3.IV].

1. ***Microfissuration matricielle***

Dans le cas des CMC (Composites à Matrice Céramique), ce mécanisme intervient en premier lieu du fait d'une faible déformation à rupture de la matrice fragile et constitue l'un de leurs mécanismes de dégradation prépondérant (Edith Grippon [04] , Berthelot [05], Les fissures matricielles s'initient généralement aux zones de concentration de contraintes telles que les hétérogénéités du matériau (porosités, inclusions . Elles se propagent ensuite suivant l'orientation du chargement, notamment perpendiculairement à l'axe de traction (voir par exemple Baste [11.IV], Baste et El Bouazzaoui [23.IV], Guillaumat [6.IV], Fig.IV.2) ou parallèlement à la sollicitation dans le cas d'un cisaillement (Fig. IV.2.a). On notera que certains auteurs distinguent la fissuration matricielle suivant sa localisation inter et intra torons (Guillaumat [6.IV],



(a) initiation à partir d'un macropore



(b) saturation

FigIV.2 *Fissuration matricielle dans un stratifié SiC-SiC (Guillaumat* [6.IV]

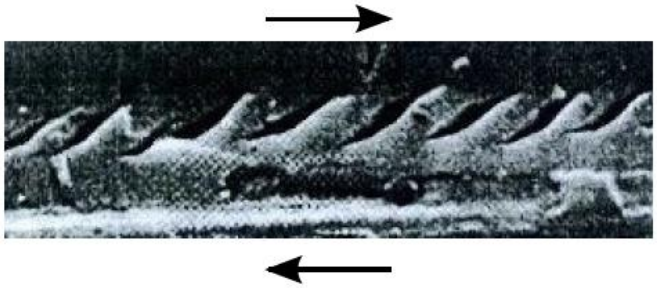
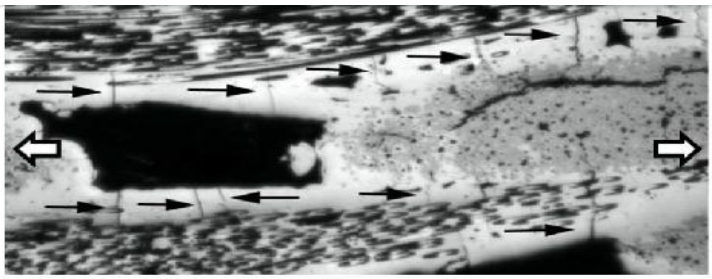


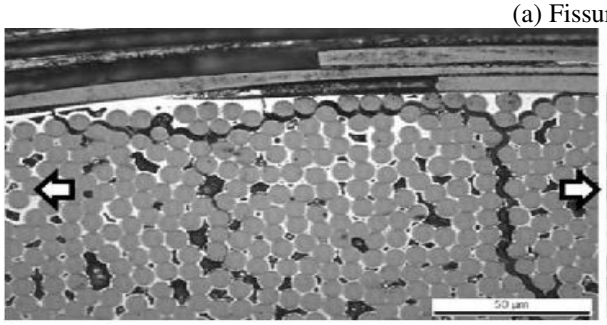
Fig IV.3 *: Fissuration matricielle dans un stratifié carbone-époxy* [6.IV]

En fait, Les fissures matricielles sont les premières à se manifester au sein du composite. Elles constituent trois familles qui sont indiquées ci-dessous dans l'ordre de leur apparition avec l'augmentation de la charge (Guillaumat [6.IV] :

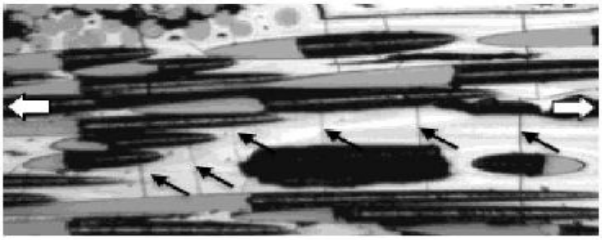
a. ***Les fissures interfil*** : la Fig. 1.3a montre que ce sont celles qui apparaissent dans le dépôt matriciel entourant le renfort tissé.
b. ***Les fissures des fils transversaux*** : elles affectent les fils orientés perpendiculairement à la direction de chargement macroscopique. Elles se propagent initialement en mode I puis sont déviées en mode II (Fig. 1.3b), le plus souvent au voisinage de l'interface entre deux fils. Cela peut donner lieu à des décohésions interplis ou à des phénomènes de délaminage.
c. ***Les fissures intrafil*** : elles se forment à l'intérieur des fils longitudinaux - au sein de la matrice qui recouvre les fibres. Comme en témoigne la Fig. 1.3c, les lèvres de la fissure sont normales à la direction des fibres.



(a) Fissure interfil



(b) Fissure des fils transversaux



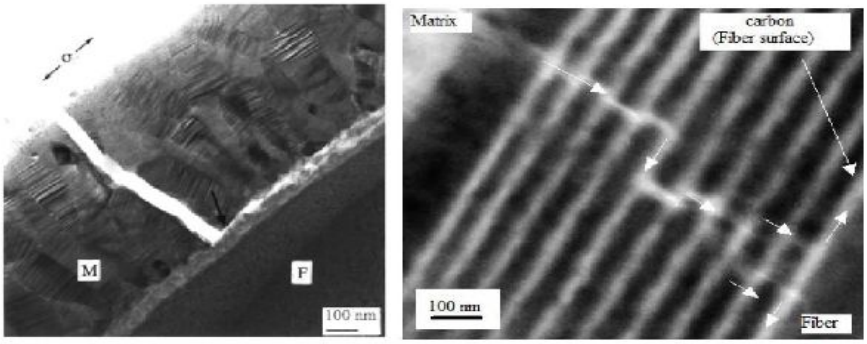
(c) Fissure intrafil

Figure IV.4 *Fissuration matricielle : différents mécanismes d'endommagement de la matrice* [6.IV]

2. ***Endommagement interfacial***

Les fissures qui d'abord se propagent dans la matrice sont déviées dans l'interphase générant des décohésions interfaciales. C'est le lieu où les transferts de charge vers la fibre s'opèrent. Les décohésions parcourent des longueurs variables conditionnées par la capacité de transfert de l'interphase.

Ainsi, les fissures interfaciales sont courtes lorsque le transfert mécanique à l'interface est intense, et elles sont longues dans le cas contraire .La Fig. IV.5 illustre deux formes de fissuration interfaciale par déviation de fissure matricielle, selon la nature de l'interphase (a) une couche de pyrocarbone (b) une interphase multiséquencée avec de multiples déviations .



a) Interphase PyC *b) Interphase nanoséquencée*

FigIV.5. *Fissuration interfaciale : différents mécanismes de déviation de fissure à l'interface fibre/matrice* [3.IV]

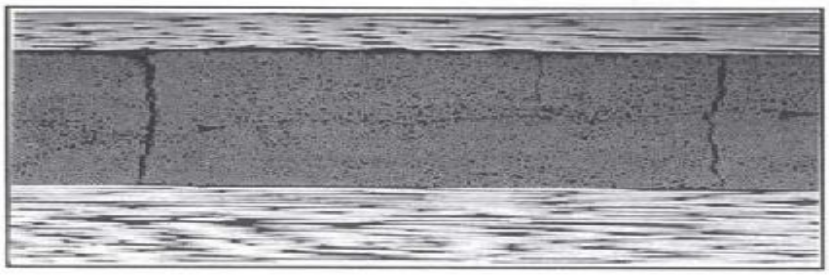
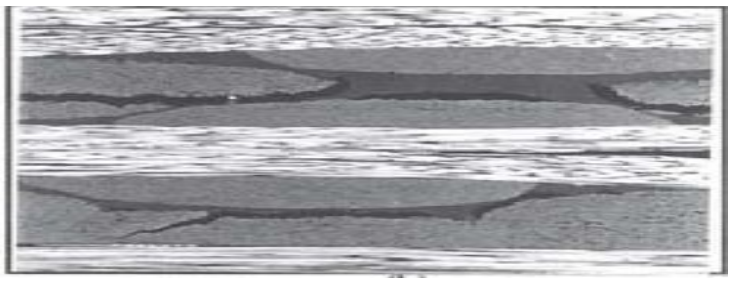


Fig IV.6 *Fissuration transverse induite par décohésion fibres-matrice et délaminage en tête de fissure dans un stratifié en carbone-époxy* [5.IV]



FigIV.7 *Fissurations longitudinales inter-torons induites par décohésion fibres /matrice dans un stratifié en carbone-époxy* [5.IV]

3. Endommagement du renfort

Avant d'atteindre le renfort, l'endommagement s'est étendu dans la matrice et dans l'interphase, entraînant un transfert de charge vers le renfort. Lorsque la contrainte subie par les fibres excède la résistance de celles-ci, elles se rompent. Les ruptures de fibres se multiplient jusqu'à ce que cela touche un nombre de fibres suffisant pour qu'une instabilité surviennent et mène à la ruine du matériau (Fig. IV.8) [8.IV] **Les** différents modes de rechargement des fibres (*Local Load Sharing* et *Global Load Sharing*) et leur lien avec la rupture ultime du composite sont discutés dans [7.IV]

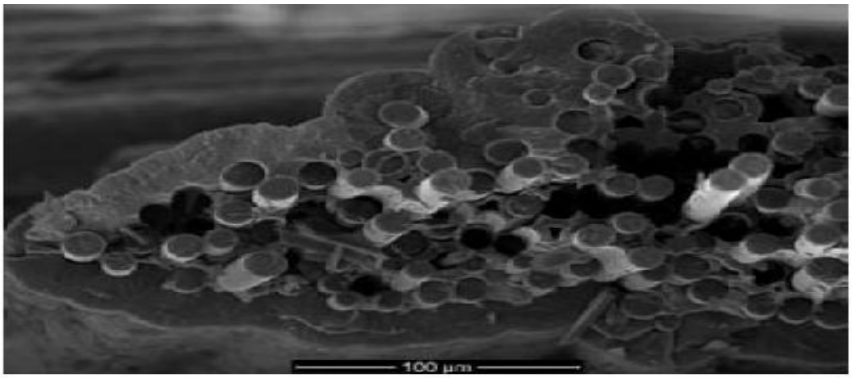


Fig IV.8 *Endommagement du renfort : rupture de fibres précédant la rupture ultime du composite* [8.IV]

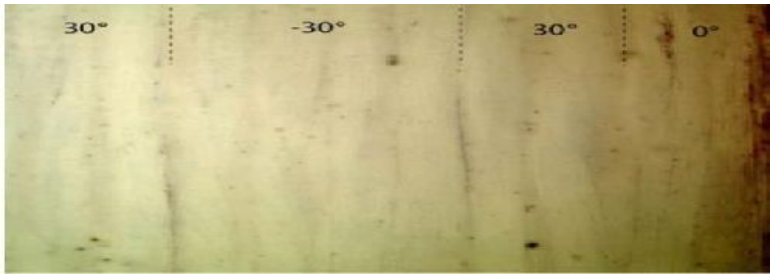


FigIV.9 *Observation par fractographie de la rupture de fibres dans un stratifié en carbone-époxy* [9.IV]

4. Délaminage

Si les trois mécanismes présentés ci-avant peuvent être considérés comme diffus au sein du pli, le délaminage ou décohésion inter-plis correspond en revanche à une dégradation 1.2. Mécanismes d'endommagement et de rupture 11 d'ordre macroscopique dans la mesure où il est visible à l'œil nu (Fig.IV.10). Ce décollement s'amorce généralement dans les zones de forts gradients de contraintes comme les bords libres de la structure ou près des défauts macroscopiques pour progresser ensuite en séparant les couches (Allix et al. [9.IV] Fig. IV.11). Les porosités générées au sein de la préforme par l'empilement des couches

constituent évidemment des facteurs aggravants pour ce phénomène. Notons que dans le cas de structures impactées, le délaminage est fortement couplé avec la fissuration matricielle [10.IV]



FigIV.10 *Délaminages observés par photographie d'une tranche d'éprouvette stratifiée verre-époxy (Duplessis-Kergomard* [6.IV]

IV.1.2. Développement des mécanismes et processus de rupture

La figure IV.11 récapitule les mécanismes de dégradations présentées ci-avant et leurs échelles correspondantes. Outre la nature de la sollicitation appliquée (statique/dynamique, direction, vitesse,...), ces phénomènes sont fortement conditionnés dans leur type, évolution et cinétique par différents paramètres (on pourra consulter les analyses de Duplessis- Kergomard Guillaumat [6.IV]

- La nature et les propriétés des constituants (en particulier leur mode d'endommagement propre).
- leur arrangement géométrique (proportion, forme et orientation dans chaque pli, séquence d'empilement).
- l'interaction entre les différentes phases (types d'interfaces notamment).
- le processus de fabrication (porosité initiale, contraintes résiduelles).

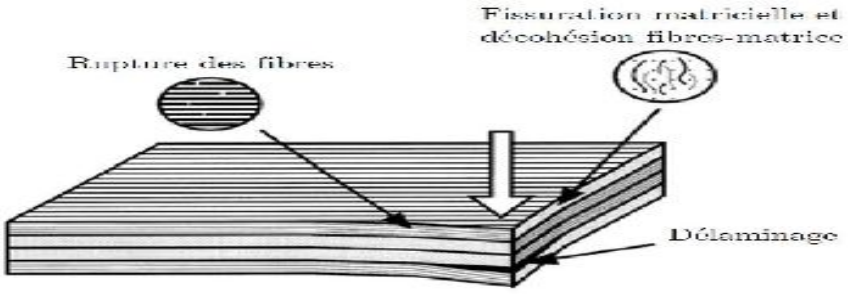


Fig IV.11 *Mécanismes d'endommagement dans les stratifiés* [1.IV]

Les travaux portant sur les émissions acoustiques, soit la mesure des ondes élastiques générées par libération d'énergie lors de processus de déformation (Benmedakhene et al.

[2.IV] Mizutani et al [3.IV] démontrent de manière non destructive le développement simultané des différents mécanismes d'endommagement.

Outre la mise en évidence d'une activité importante de décohésion au sein des matériaux (Fig. IV.12-a), l'analyse des ondes en régime transitoire permet par ailleurs de distinguer l'évolution des différents types de dommages (FigIV.12-b).

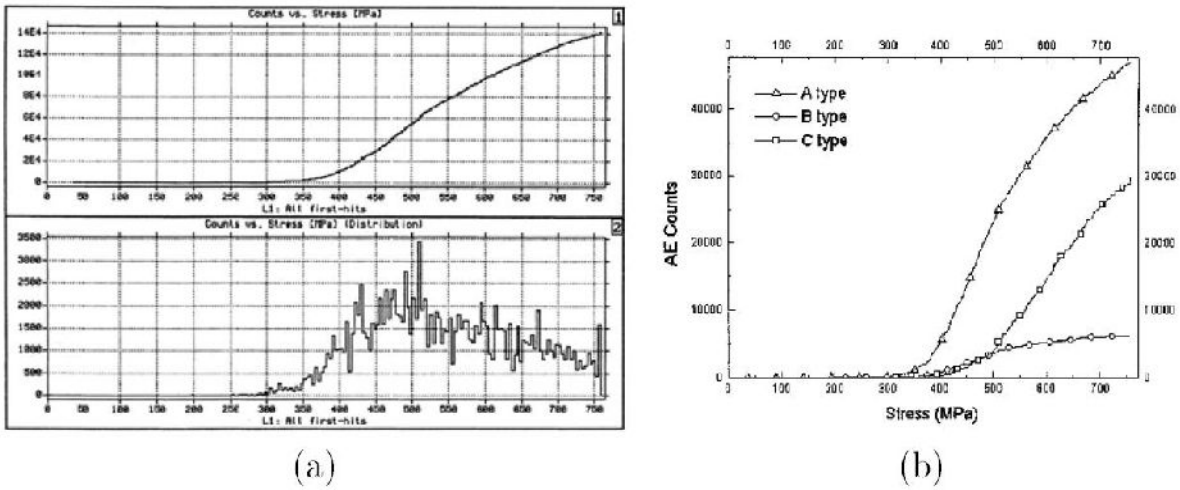


Fig IV.12 *Emissions acoustiques mesurées sur un stratifié graphite-époxy lors d'une traction unixiale (Dzenis et Qian [82]) : (a) évènements en fonction du chargement, type de décohésions : fissuration matricielle (A), rupture de fibres (B), délaminage (C).* [4.IV]

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 effectue par émission acoustique couplée a de la microscopie optique. Ces études [4.IV] avancent que le processus d'endommagement conduisant à la rupture d'un composite unidirectionnel dépend de la statistique de rupture de la fibre. L'évolution de la probabilité de rupture de la fibre en fonction de la contrainte appliquée suit une loi statistique de type Weibull [5.IV]**.** Le processus se déroulerait en trois étapes distinctes :

La première étape correspond à l'initiation de l'endommagement par ruptures isolées des fibres les plus faibles, à un certain niveau de contrainte. Cela se traduit en général par l'apparition d'émissions acoustiques.

La seconde étape est caractérisée par l'accumulation de ruptures aléatoires dans le composite à laquelle s'ajoute la croissance de l'endommagement autour des ruptures isolées,

par rupture des premières fibres voisines sous l'effet du report de charge. Avec l'augmentation de la contrainte axiale, la probabilité de rompre de nouvelles fibres est en effet de plus en plus importante.

La dernière étape est associée à la rupture finale par instabilité du processus. L'accumulation des ruptures de fibres, préférentiellement autour des fibres déjà rompues pour former des clusters, et la croissance de ces clusters par coalescence ou atteinte d'une raille critique, entrainent la rupture du composite. Une illustration tirée des travaux de Blassiau [6.IV] illustre parfaitement ce processus.

IV.2. Technique de détection de l'endommagement

Les méthodes de détection et quantification de l'endommagement d'un stratifie 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.

Aujourd'hui l'industrie exige, de plus en plus, une optimisation de la maintenance ce qui nécessite une politique très rigoureuse. Le choix du type de maintenance à des incidences sur le coût et la production. Le choix d'une maintenance prédictive va permettre de réduire les probabilités de défaillance ou de limiter la dégradation du fonctionnement d'un bien ainsi que l'arrêt de la production ce qui engendrera des coûts supplémentaires.

IV.2.1. Méthodes directes 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 **[7**.IV**].** Afin de faire apparaitre 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 capillarite dans les endommagements. La Figure IV.13 présente un exemple de cliches obtenus par radiographie X.

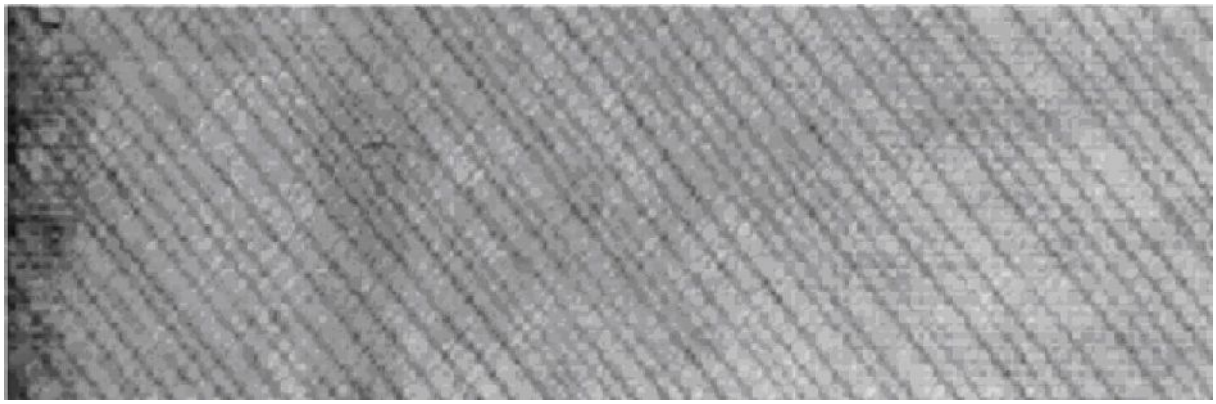


Fig IV.13 *: Mise en évidence de fissures par radiographie X de stratifies composites* [8.IV]

La tomographie haute résolution (high Resolution Computed Tomography) est une technique très intéressante, elle-même basée sur des rayonnements X. Elle permet d'acquérir des images 3D de l'ordre du micron ou inférieur au micron, des caractéristiques internes du matériau et de sa structure. Cette technique a démontré ses preuves en ce qui concerne la mise en évidence d'endommagements dans des structures composites fibre de carbone / époxy (FigureIV.14) |[9.IV]

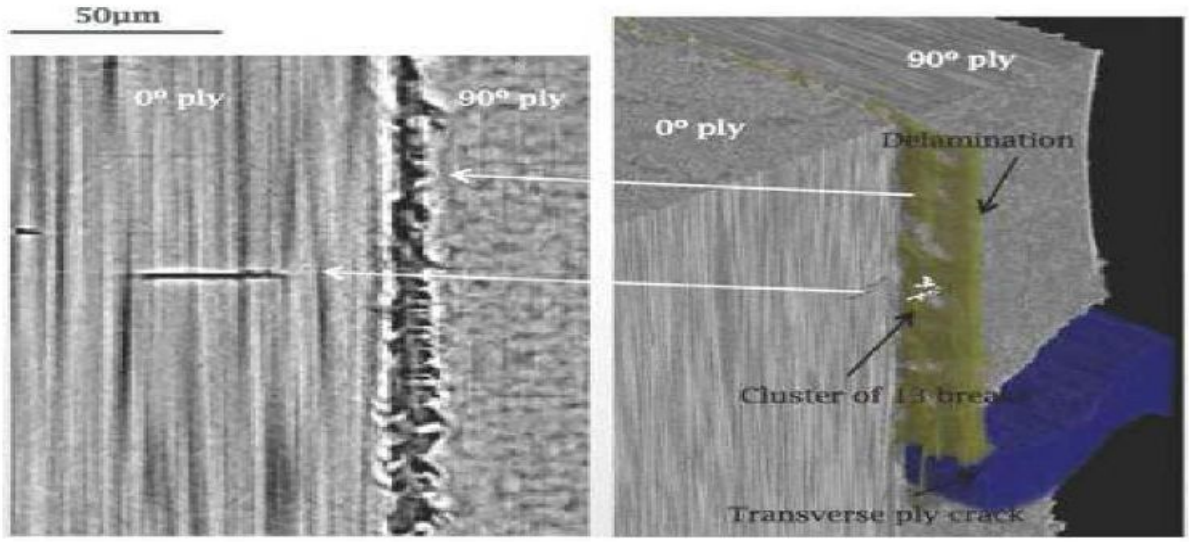


Fig IV.14*: Mise en évidence d'endommagements par tomographie haute résolution* |[9.IV]

c. Autres techniques de caractérisation directe

La thermographie infrarouge est une méthode d'observation optique sans contact, permettant de faire une observation des endommagements en temps réel lors d'essais mécaniques. Le matériau observe est soumis a une sollicitation thermique via une source de chaleur (lampes halogènes). Cette source transmet un flux thermique à l'échantillon, les ondes

se propagent a l'intérieur de celui-ci et sont réfléchies en atteignant les bords libres de l'éprouvette. Les ondes réfléchies donnent alors accès à la température de surface du matériau. La présence d'un dommage crée un milieu hétérogène et modifie son indice. Lorsque les ondes arrivent dans ce milieu, elles sont perturbées et un gradient de température est génère dans le matériau. Les deux milieux (sains et endommagés) présentent ainsi une conductivité thermique et une émissivité différentes, qui sont détectées par le capteur infrarouge de la camera. Rossignol [10.IV] et al ont ainsi étudie les endommagements par rupture de fibres et délaminage sur des composites fibres de carbone / résine époxy.

La shearographie est une technique analogue à la thermographie infrarouge. Elle est basée sur un système d'interférométrie entre deux images : l'une correspondant au matériau sous sollicitation et l'autre au matériau non sollicite. |[10.IV]

IV.2.2. Méthodes indirectes de caractérisation

a. Emission acoustique

L'émission acoustique est définie comme un phénomène de libération d'énergie sous forme d'ondes élastiques transitoires au sein d'un matériau soumis a une sollicitation .Cette libération d'énergie est le résultat de modifications microstructurales (réarrangement de matière par des micro-déplacements internes au matériau comme les déformations élastiques ou plastiques voire l'amorçage et la propagation de fissures). L'émission acoustique est une technique sensible à la croissance et la multiplication de défauts dans un matériau soumis à une sollicitation mécanique.

Cette détection est possible au moment de la relaxation des contraintes, durant laquelle nait l'émission. Elle ne permet en aucun cas la détection de défauts statiques ou non évolutifs initialement présents dans le matériau. La détection est effectuée à l'aide de capteurs piézoélectriques qui transforment les ondes mécaniques du matériau en signaux électriques. Ce signal est ensuite amplifie avant d'être analyse (Figure 22). Un couplant est en général utilise entre le matériau et le capteur pour assurer une bonne transmission des ondes. L'utilisation de plusieurs capteurs permet de localiser précisément la source d'émission (deux capteurs permettent par exemple une localisation linéaire). Cette localisation dépend des temps d'arrivée des signaux au niveau des capteurs et de la vitesse de propagation des ondes au sein du matériau considéré. [11.IV]

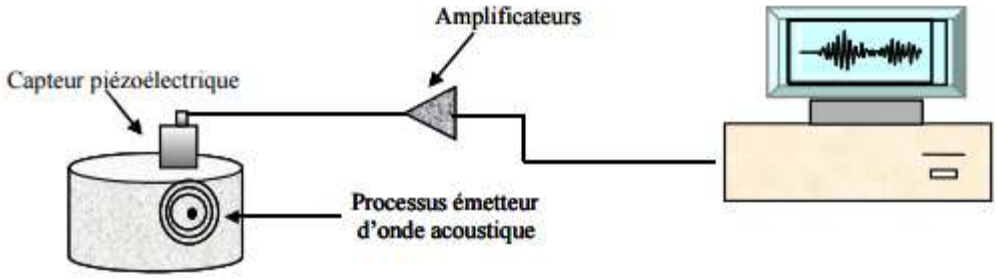


***Fig.IV.15**: Chaine d'émission acoustique de la création de l'onde à sa visualisation* |[11.IV]

De nombreux auteurs se sont bases sur l'analyse d'un des paramètres de salve pour discriminer les mécanismes d'endommagement. Ainsi de De Groot|[11.IV] et al. Se sont appuyés sur un calcul de fréquence moyenne durant des essais de traction monotone sur des composites Carbone/époxy. Ils ont ainsi définis les domaines fréquentiels des principaux modes d'endommagement : 90-180 kHz pour la fissuration matricielle, 240-310 kHz pour les décohésions et supérieurs à 300 kHz pour les ruptures de fibres. La plupart des autres études se base sur l'amplitude des signaux. Huguet [12.IV] a étudié une composite fibre de verre et polyester. Des domaines d'amplitudes ont été établis pour chaque type d'endommagement : 55-70 dB pour la fissuration matricielle, 70-90 dB pour les décohésions et de fortes amplitudes centrées sur 85 dB pour les ruptures de fibres. Chou et al. [13.IV] ont quant à eux établi une gamme d'amplitudes pour les endommagements intervenant dans les matériaux fibres de carbone/résine époxy. Ainsi ils ont détermine les zones suivantes : amplitudes inferieures 60 dB pour les microfissures et les ruptures de fibres, 60-74 dB pour les fissures provoquees par l'accumulation de fissures et supérieures à 75 dB pour les macrofissures.

Ces analyses sont variables et dépendent des conditions expérimentales. Il est également possible de réaliser des analyses multiparamétriques c'est-à -dire considérer l'ensemble des paramètres d'une salve et non un seul. Il existe différentes méthodes complexes d'analyses multi statistiques [14.IV]: l'analyse en composante principale, la méthode de classification par les k moyennes, les k-plus proches voisins et le réseau de neurones. En plus d'être un moyen d'analyse qualitatif, l'émission acoustique peut être également utilisée pour quantifier les endommagements et établir ainsi un contrôle de qualification d'objets comme l'ont montré les travaux de Laroche [15.IV] et Blassiau [18.IV].

Le contrôle non destructif, que ce soit par l'analyse vibratoire ou par l'émission acoustique a le même but, détecter des défaillances par l'installation de différentes alarmes.

Elles sont définies par l'utilisateur et doivent correspondre à des seuils auxquels des défauts sont détectés. Ces alarmes permettent de déterminer les éléments qui sont en cours de défaillance et qui doivent être contrôlés par le personnel de maintenance. Cela va rendre possible la planification des phases de maintenance, et porte aussi le nom de maintenance préventive .L'intérêt de l'émission acoustique est de définir l'état de santé des matériaux par l'étude des fissures ou des composants qui constituent la machine tournante (roulement à billes) pendant son fonctionnement. L'émission acoustique fait partie des méthodes de Contrôle Non Destructif (C.N.D.). Aujourd'hui, la méthode la plus utilisée et la plus connue dans l'industrie est l'analyse vibratoire. Elle s'est développée avec l'émergence de l'informatique et avec l'amélioration des procédés de traitement du signal. [19.IV]

b. Fibres optiques à réseaux de Bragg

Deux technologies coexistent. La première permet une mesure en continu sur toute la longueur de la fibre (des fibres dites classiques) et utilise des technologies Brillouin ou Raman [16.IV]. Elle donne en général accès à la température et la déformation. La seconde technologie est basée sur des réseaux inscrits sur le cœur de la fibre (réseaux de Bragg) et permet des mesures ponctuelles multi paramètres (température, pression, déformation…). Les fibres peuvent être de différentes natures suivant leur fréquence normalisée (Equation 5). Si celle-ci est inférieure à 2.405, elles sont monomodes (diamètre de cœur note a de l'ordre de 9 hm). En revanche si elle est supérieure, elles sont multimodes (diamètre de cœur a de 60 hm environ).

$$\mathcal{V} = \frac{2\pi a \sqrt{n_c^2 - n_g^2}}{\lambda}$$

Avec : λ la longueur d'onde du réseau,

n_c l'indice du cœur

n_g l'indice de la gaine

a le diamètre du cœur.

En effet, les endommagements génèrent des champs de contraintes non uniforme à l'origine de modifications du spectre réfléchi .Par exemple, Okabe et al. [19.IV] ont étudié la détection de fissures transverses avec des fibres optiques a réseaux de Bragg de faible diamètre. Ils ont montré que l'apparition des fissures provoquait une déformation du spectre (FigureIV.16). L'intensité du pic diminuait et des pics secondaires apparaissaient. Le spectre devenait de plus en plus large avec l'augmentation de la densité de fissures. Ils ont ainsi mis en évidence un

moyen de détermination de l'évolution de la densité de fissure grâce au suivi de la largeur du spectre. Ces mesures ont été corrélées à des observations microscopiques.

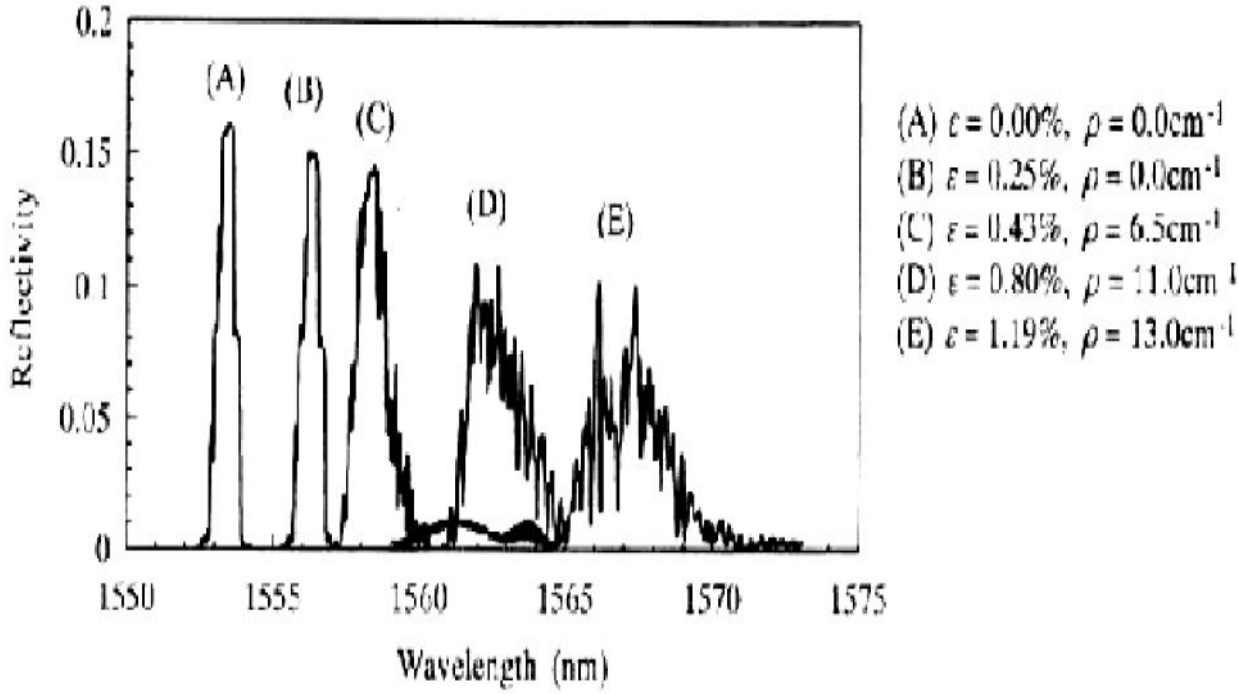


Fig.IV.16 *: Influence de la densité de fissure transverse sur le spectre de réflexion d'une fibre optique a reseaux de Bragg* ***[30]***

Takeda et al. [20.IV] se sont quant à eux intéressés au délaminage. Lors de l'apparition du délaminage, ils ont constaté un dédoublement du spectre lié à l'apparition d'un gradient de déformation entre les zones saines et les zones désaminées. Les zones saines sont associées aux faibles longueurs d'onde. Leur intensité diminue avec l'augmentation de la longueur du délaminage. Le pic correspondant à la longueur d'onde la plus élevée est associe au délaminage, et voit quant à lui son intensité augmenter. Enfin, les fibres optiques à réseaux de Bragg peuvent être couplées à des ultra-sons pour détecter les endommagements [21.IV]. Elles jouent alors le rôle de récepteur des ondes de Lamb.

d. Autres techniques de caractérisation indirecte

Parmi les autres techniques de caractérisation indirecte, on distingue trois méthodes : les jauges d'extensomètre, le contrôle ultrasonore et les courants de Foucault. Les jauges d'extensomètre sont collées directement sur la surface de la structure testée. Elles permettent de déterminer l'évolution de la déformation en fonction de l'effort applique et ainsi par suite l'évolution de la rigidité (évolution du module) associée à une direction donnée. Toute diminution de cette rigidité à partir d'un certain seuil de chargement est assimilée à un endommagement de la structure composite. Le contrôle par ultrason est base sur la

transmission et la réflexion d'ondes de type ultrasonore au sein du matériau. Les ondes sont émises par un palpeur en contact ou non avec le matériau (ce dernier peut être immerge dans l'eau). L'onde se propage à l'intérieur du matériau et à la rencontre d'un endommagement, il y un changement d'impédance. L'onde est alors réfléchie et captée par le palpeur.

La technique des courants de Foucault est quant à elle basée sur le phénomène d'induction par le passage d'un courant alternatif dans une bobine. L'apparition d'un défaut entraine des changements de distribution des courants de Foucault à l'intérieur du matériau et modifie l'impédance de la bobine.

Les modes d'endommagement d'un minicomposite sollicité en traction ont été mis en évidence dans la présentation générale. Il s'agit de la fissuration matricielle accompagnée de la décohésion interfaciale. Le contrôle de la liaison fibre/matrice favorise la déviation des fissures matricielles qui se répartissent régulièrement le long du microcomposite. Le développement de cet endommagement est responsable de la partie non linéaire de la réponse en traction. La formation d'une fissure dans la couche de matrice provoque une redistribution des contraintes en fonction de la géométrie et des propriétés mécaniques relatives de la matrice, de la fibre et de la région interfaciale. La réponse d'un microcomposite à matrice fragile a été analysée par plusieurs auteurs [19.IV] ;[22] à l'aide d'une approche unidimensionnelle en contrainte. Les propriétés interfaciales sont représentées par une contrainte de cisaillement caractéristique τ, qui donne la longueur de décohésion interfaciale d en fonction de la contrainte axiale appliquée. Nous proposons ici une approche différente fondée sur la mécanique de la rupture. L'interface fibre/matrice est caractérisée par une énergie de rupture G c i et un coefficient de frottement μ. La propagation de la décohésion interfaciale est régie par le critère de Griffith qui compare G c i et le taux de restitution d'énergie.

Références bibliographique

[01.IV] KHIAT Sidi Mohamed Amine « étude de la probabilité d'endommagement des composites unidirectionnels aux interfaces Fibre/Résine » Thèse de Doctorat spécialité génie mécanique, Université des Sciences et de la Technologie d'Oran Mohamed Boudief, 2012.

[02.IV] KIM J.K., KIM C.S., SONG D.Y., "Strength evaluation and failure analysis of unidirectional composites using Monte carlo simulation", Materials Science and Engineering A, 2003, Vol. 340, pp 33-40.

[03.IV] PHOENIX S.L., BEYERHEIN L.J., "Statistical strength theory for fibrous composite materials, Comprehensive composite materials", Vol. 1, pp 559-639, 2000.

[04.IV] BERTHOLOT Jean-Marie; "Matériaux composites, 11-08191.

[05.IV] Edith GRIPPON « Mécanique Endommagement et microfissuration d'un composite matrice céramique tissé 3D : approche multi-échelle et évaluation ultrasonore » Université de Bordeaux .Soutenue le 21 novembre 2013.

[06.IV] L. Guillaumat : Microfissuration des CMC : relation avec la microstructure et le comportement mécanique. Thèse de doctorat, Université Bordeaux I, 1994.

[07.IV] J. ElYagoubi : Effet de l'endommagement mécanique sur les propriétés thermiques de composites à matrice céramique : approche multiéchelle. Thèse de doctorat, Université Bordeaux I, 2011.

[08.IV] A.G. Evans et F.W. Zok : Review : the physics and mechanics of _ber-reinforced brittle-matrix composites. J. Mater. Sci., 29:3857_3896, 1994.

[09.IV] J. Lamon : A micromechanics-based approach to the mechanical behavior of brittle matrix composites. Comp. Sci. Tech., 61:2259_2272, 2001.

[10.IV] J.M. Park, D.S. Kim et S.R. Kim : Interfacial properties and micro-failure degradation

mechanisms of bioabsorbable _bers/poly-L-lactide composites using micromechanical test and nondestructive acoustic emission. Comp. Sci. Tech., 63:403_419, 2003.

[11.IV] S. Baste : Inelastic behaviour of ceramic-matrix composites. Comp. Sci. Tech.,

61:2285_2297, 2001

[12.IV] S. Baste et El Bouazzaoui : Cracking orientation and induced anisotropy of a ceramic matrix composite under o_-axis loading. J. Mater. Sci., 31:1575_1584, 2006.

[13.IV] M. Zabiégo, C. Sauder, C. Lorrette et P. Guedeney : Brevet d'invention 2 978 697 A1 : Tube multicouche amélioré en matériau composite à matrice céramique, gaine de combustible nucléaire en résultant et procédés de fabrication associés, Février 2013.

[14.IV] C. Chateau : Analyse expérimentale et modélisation micromécaniques du comportement
élastique et de l'endommagement de composites SiC/SiC unidirectionnels. Thèse de doctorat, École Polytechnique, 2011.

[15.IV] L. Gélébart, C. Chateau, M. Bornert, J. Crépin et E. Boller : X-ray tomographic characterization of the macroscopic porosity of chemical vapor infiltration SiC/SiC composites : effects on the elastic behavior. International Journal of Applied Ceramic Technology, 7(3):348–360, 2010.

[16.IV] R. Talreja et C. V. Singh : Damage and failure analysis of composite materials. Cambridge University Press, 2012.

[17.IV] A. E. Bogdanovich, M. Karahan, S. V. Lomov et I. Verpoest : Quasi-static tensile behavior and damage of carbon/epoxy composite reinforced with 3D non-crimp orthogonal woven fabric. Mechanics of Materials, 62:14–31, 2013.

[18.IV] E. Buet, C. Sauder, S. Poissonnet, P. Brender, R. Gadiou et C. Vix-Guterl : Influence of chemical and physical properties of the last generation of silicon carbide fibres on the mechanical behaviour of SiC/SiC composite. Journal of the European Ceramic Society, 32:547–557, 2012.

[19.IV] C. Dupin, C. Couégnat et G. Camus : Modélisation macroscopique du comportement mécanique des composites à matrice céramique. In Comptes rendus des JNC 17, 2011

[20.IV] H. Bale, M. Blacklock, M. R. Begley, D. B. Marshall, B. N. Cox et R. O. Ritchie : Characterizing three-dimensional textile ceramic composites using synchrotron X-ray micro-computed-tomography. Journal of the American Ceramic Society, 95:392– 402, 2012.

[21.IV] J. ElYagoubi, J. Lamon, J.-C. Batsale et M. Le Flem : Damage induced evolution of the thermal diffusivity of SiC/SiC composite. In Residual Stress, Thermomechanics

& Infrared Imaging, Hybrid Techniques and Inverse Problems, Volume 8, pages 187–197. Springer International Publishing, 2014.

[22.IV] E. Grippon : Endommagement et microfissuration d'un composite à matrice céramique tissé 3D : approche multi-échelle et évaluation ultrasonore. Thèse de doctorat, Université Bordeaux I, 2013.

CHAPITRE V

RÉSULTATS ET ANALYSE

V.1 Introduction

Les composites à matrice céramique présentent une bonne résistance à l''extension d'endommagement, principalement parce que la présence de fibre constituent une résistance à la propagation des fissures amorcées dans la matrice. Cependant, au cours de l'élaboration des matériaux composites, un grand nombre de microfissures peuvent se développer, tout particulièrement à l'interface fibre-matrice. En plus de ces défauts, d'autres fissures interfaciales peuvent être initiées au cours du processus de chargement 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 mécanismes de rupture dans les matériaux composites à matrice métallique peut être différents du décollement à l'interface fibres-matrice. Les fissures peuvent s'amorcées soit dans la matrice, soit dans le fibre. Les fissures interfaciales ou décollement peuvent être les conséquences d'une mauvaise adhérence entres ces deux constituant. L'énergie d'adhésion fibre-matrice conditionne le comportement mécanique des composite. A cet effet, l'analyse du comportement mécanique en rupture de ces matériaux est déterminante pour leur mise en service et leur durabilité.

Plusieurs travaux ont été consacrés à l'analyse de l'endommagement des matériaux composites. Ainsi, modification de la microstructure de la matrice par un traitement thermique [1-3.V] permet l'amélioration de la résistance à l'endommagement. La fraction volumique de renfort [3.V], la distribution [4] et la taille [5-8.V] sont des paramètres importants contrôlant cette résistance. Les effets de chacun de ces paramètres ont été analysés par Clyne et Withers [9.V], Llorca [10.V] et Mortensen [11.V]. Gdoutos et al. [12.V] ont étudié le champ singulier des contraintes au voisinage proche du front de fissuration. Le décollement fibres-matrice résultant d'une telle fissure a été également analysé. Ces auteurs ont déterminé le facteur d'intensité de contraintes en mode I (K_I) et en mode II (K_{II}) et les taux de restitution d'énergie aux fronts de fissuration. Liu et Kagawa [13.V] ont déterminé le taux de restitution d'énergie en pointes d'une fissure interfaciale comme paramètre caractérisant le décollement fibre-matrice en utilisant un modèle cylindrique axysimétrique. Aslantas et Tasgetiren [14.V], ont déterminé numériquement le facteur d'intensité de contraintes en mode I (K_I) et en mode II (K_{II}) en têtes d'une fissure interfaciale en fonction de sa position et du chargement. Ces auteurs ont pris en considération les combinaisons de différentes matériaux de couche de revêtement et le

substrat, les variations du coefficient de frottement sur la surface. En fatigue, l'amorçage des fissures dans les fibres SiC (SCS-6) renforçant une matrice en titane a été analysé numériquement la méthode des éléments finis par Xia et al. [15.V]. Ces derniers ont montré que l'amorçage d'une fissure matricielle est étroitement liée à la contrainte appliquée ainsi que de la réaction de l'épaisseur des couches.

Dirikolu Aktas et [16.V] ont présenté un procédé d'obtention du facteur d'intensité complexe pour une fissure interfaciale dans un bimatériau en utilisant un nombre minimum de calculs. Bjerken et Persson [17.V] ont réalisé une étude comparative de la détermination des facteurs d'intensité de contrainte pour des plaques minces composites non standard. Liu et Xu [18.V] ont analysé numériquement par la méthode des éléments de frontières une fissure en forme de courbe à l'interface fibre-matrice. Ces auteurs ont évalués le facteur d'intensité de contraintes aux fronts de cette fissure.

Dans ce travail, un modèle numérique a été développé pour analyser le comportement de fissures initiées dans les matériaux composites. L'effet de la charge appliquée, la position, de l'orientation et de la taille de la fissure et de l'existence du défaut à l'interface matrice-fibre sera étudié. La méthode des éléments finis était utilisée pour une telle analyse. Elle a permis la détermination du facteur d'intensité de contraintes en têtes d'une telle fissure en modes I et II. L'originalité de cette étude réside sur la triple interaction entre fissure, porosité et interface.

V.2 **Modélisation** *par éléments finis*

V.2.1. Modèles micromécaniques

Les modèles micromécaniques utilisés dans cette étude sont représentés sur les figures V. 1 et V. 2. Ce modèle, composant une cellule élémentaire, est constitué d'une matrice cylindrique de longueur L et de rayon R_m renforcée par une fibre axiale de rayon R_f (fig.1a). Sur la figure V. 1.b, sont illustrées les conditions aux limites imposées à la cellule contenant une fissure dans la matrice. Les Figures V.1c et V.1d représentent schématiquement une matrice comprenant une fissure interfaciale et une autre matricielle et une matrice contenant une fissure et une porosité interfaciale localisée dans la direction de propagation de cette fissure respectivement. La figure V.1e montre le modèle avec les conditions aux limites appropriées, dans ce cas, une fissure est initiée à l'interface entre fibre et matrice. Sur la figure V.2, est illustré le modèle axisymétrique de la cellule élémentaire contenant une fissure orientée par rapport à l'axe du cylindre. Dans tous ces cas cités ci-dessus, la cellule élémentaire

est soumise à une contrainte de tension d'amplitude σ. La description détaillée des conditions aux limites est présentée sur les figures V.1 et V. 2.

V.2.2. Modélisation par éléments finis

Notre étude a été réalisée à l'aide du code de calcul par éléments finis ABAQUS [19.V]. La structure élémentaire est bidimensionnelle, les renforts de Al_2O_3 sont isotropes linéaires élastiques avec un module d'Young E_f = 345 GPa et un coefficient de Poisson ν= 0,24. La matrice en Pyrex est de même comportement que le matériau de renforcement, avec un module d'Young E_m = 64GPa et un coefficient de Poisson ν= 0,22

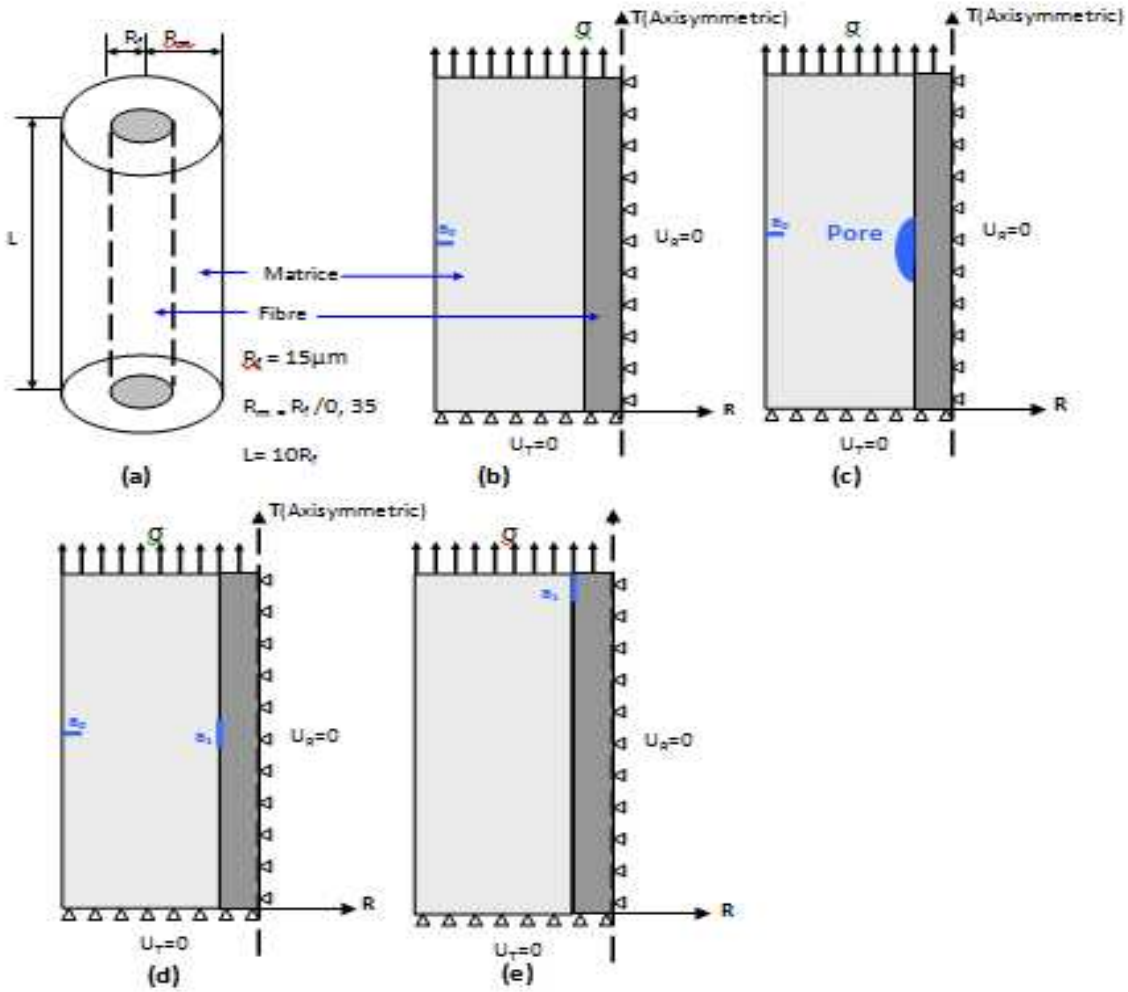


Fig. V.2 : *(a) modèle avec fissure initiale a_0 inclinée de 20° au centre de l'interface, (b) avec une fissure inclinée au centre de l'interface matrice / fibres, (c) avec fissure initiale a_0 inclinée avec 20°au niveau du bord de l'interface matrice / fibres, (d) avec une fissure inclinée au niveau du bord de l'interface matrice / fibres*

La méthode d'éléments finis est largement utilisée comme outil important pour l'analyse du comportement mécanique en rupture du composite. Le raffinement de maillage du front de fissuration est d'une grande nécessité pour l'analyse de la structure, la précision des calculs et pour la fiabilité des résultats. En effet, un maillage mal adapté peut conduire à des résultats erronés [20.V]. Contribuant à ce champ, nous avons analysé le comportement des fissures à l'interface fibre/matrice (Fig. V.3.a). Nous avons choisis dans notre étude des éléments quadrilatéraux à 4 nœuds bilinéaire (CAX4R) sauf celles en contact avec la pointe de la fissure. Le nombre d'élément est de 1090 avec une fissure dans la matrice perpendiculairement au chargement appliqué (Fig.V.3a), il est de 798 avec une fissure interfaciale (Fig.V.3.b), de 881 avec une fissure centrale et inclinée par rapport à l'interface (Fig.V. 3c) et de 787 avec la même fissure inclinée mais localisée au bord de la matrice (FigV. 3d).

V.3. Evaluation des facteurs d'intensité de contrainte

V.3.1. Cas d'une fissure à l'interface

La propagation de la fissure en mode mixte peut être analysée par éléments finis ou par éléments de frontière, l'avantage d'une telle méthode numérique est que le facteur d'intensité de contrainte est plus précis en termes de déplacements nodaux au voisinage proche de la pointe de fissure [21.V] qui sont nommés méthode de corrélation de déplacement. Dans cette analyse, la méthode de corrélation de déplacement est utilisée. Pour ce faire, Les définitions sont données sur la figure 4.

Après avoir obtenu des solutions par éléments finis ou éléments de frontière pour la structure fissurée obtenue, la valeur de déplacement de nœuds a-e (Fig.V. 4a) est déterminée. Les facteurs d'intensité de contraintes en mode d'ouverture (K_I) et mode de cisaillement (K_{II}) ont été définis au [22.V],

$$K_I = \sqrt{\frac{2\pi}{L}} D_1 \left[v^e - v^d + 3v^a \right] - D_2 \left[v^c - v^b + 3v^a \right] \qquad \text{V. (1)}$$

$$K_{II} = \sqrt{\frac{2\pi}{L}} D_1 \left[u^e - u^d + 3u^a \right] - D_2 \left[u^c - u^b + 3u^a \right] \qquad \text{V.(2)}$$

Où : L est la distance entre les nœuds a-c ou a-b, v^i est le déplacement suivant (**y**) aux nœuds a-e et u^i est le déplacement suivant (***x***) au niveau des nœuds a-e. D_1 et D_2 peuvent être exprimés en tant que:

$$D_1 = \frac{(1+\gamma)}{\cosh(\pi\varepsilon)} \bullet \frac{G_1}{k_1 e^{\pi\varepsilon} + \gamma e^{-\pi\varepsilon}} \qquad \text{V. (3)}$$

$$D_2 = \frac{(1+\gamma)}{\cosh(\pi\varepsilon)} \bullet \frac{G_2}{k_2 \gamma e^{-\pi\varepsilon} + e^{\pi\varepsilon}} \qquad \text{V.(4)}$$

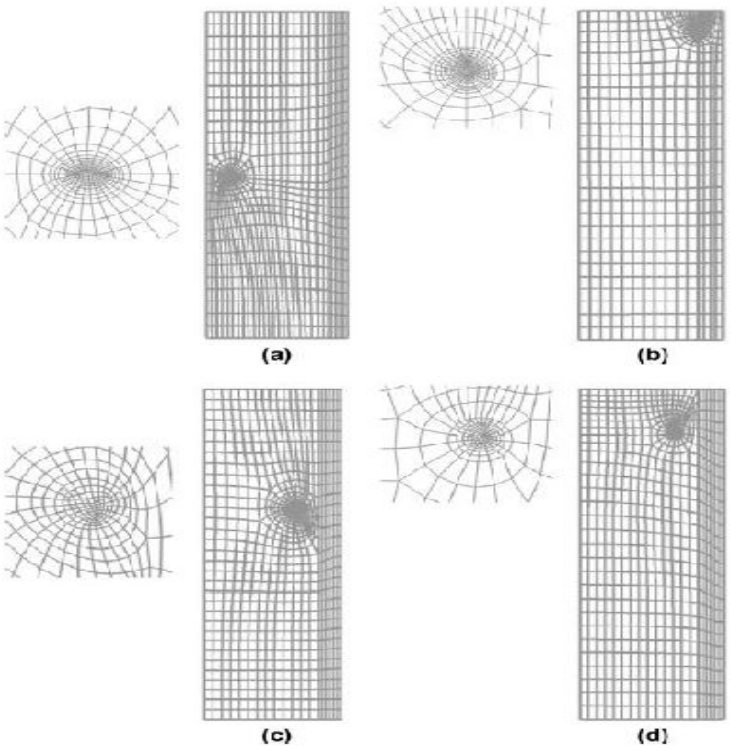


Fig. V.3: *Le modèle maillé pour les différents emplacements de la fissure.*

Où :

$$\varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \gamma \qquad \text{V. (5)}$$

$$\gamma = \frac{G_1 + k_1 G_2}{G_2 + k_2 G_1} \qquad \text{V.(6)}$$

$$\lambda_0 = \left(\frac{1}{4} + \varepsilon^2\right)^{1/2} \qquad \text{V. (7)}$$

Où : k_i est définit pour les problèmes axisymétriques $3\text{-}4\nu_i$. ε est la constante du bimatériau, et G_1, G_2, ν_1 et ν_2 sont les modules de cisaillement et les coefficients de Poisson respectifs des deux matériaux (matrice et fibre). Le module de cisaillement peut être exprimé comme suit :

$$Gi = \frac{E_i}{2(1+\upsilon_i)} \qquad \text{V.(8)}$$

V.3.2. Cas d'une fissure initiée dans la matrice

L'analyse du facteur d'intensité de contraintes (FIC) est plus simple à réaliser lorsque la fissure est amorcée dans la matrice. Dans ce cas, le front de fissuration se propage dans un matériau homogène. A cet effet, les coefficients D_1 et D_2 , définis par les relations (1) et (2), ne sont pas pris en considération. En outre, le facteur d'intensité de contraintes est déterminé à partir des quatre points de déplacement sur les lèvres de la fissure au lieu de 5 points.

$$K_I = \frac{G}{k+1}\sqrt{\frac{2\pi}{L}}\left[4\left(v^b - v^d\right) + \left(v^e - v^c\right)\right] \qquad \text{V. (9)}$$

$$K_{II} = \frac{G}{k+1}\sqrt{\frac{2\pi}{L}}\left[4\left(u^b - u^d\right) + \left(u^e - u^c\right)\right] \qquad \text{V. (10)}$$

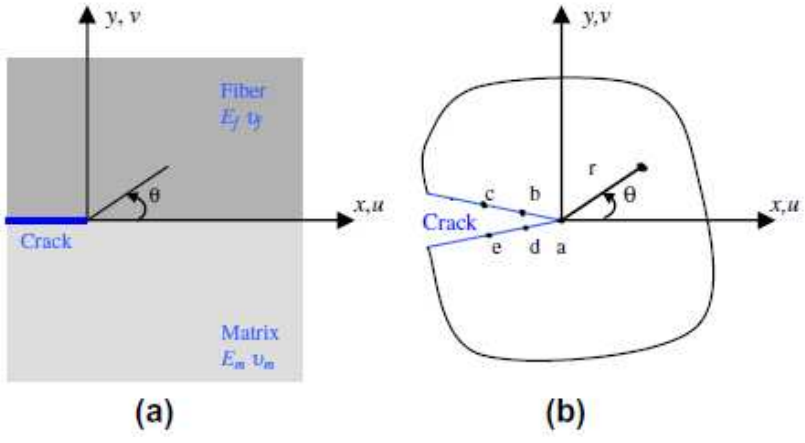


Fig V. 4*. (a) Fissure interfaciale , (b) Nœuds sur les lèvres de la fissure.*

V.3.3. Angle de propagation de fissure

En mode I et II , les facteurs d'intensité de contraintes sont connus dans ce cas, la prédiction de l'angle de propagation de fissure peut être estimée sous l'application d'une charge. La méthode la plus adoptée ici est la théorie des contraintes maximales [23.V]. Selon cette théorie, la fissure se propage dans une direction perpendiculaire à la contrainte maximale tangentielle. Dans la présente étude l'angle de la croissance de la fissure est obtenu à partir la théorie de la contrainte tangentielle maximale. Cet angle s'écrit donc :

$$\theta = 2\tan^{-1}\left[\frac{1}{4}\left(\frac{K_I}{K_{II}} \pm \sqrt{\left(\frac{K_I}{K_{II}}\right)^2 + 8}\right)\right] \qquad \text{V. (11)}$$

V.4. Analyse et Résultats

Dans ce qui suit, une étude numérique bidimensionnelle par la méthode des éléments finis a été utilisée pour analyser le comportement de fissures initiées dans la matrice et à l'interface d'un matériau composite soumis à des efforts de tension uniaxiale. L'effet de la présence de porosité et d'autres fissures sur ce comportement est analysé. Le matériau composite retenu pour ce travail est du Pyrex renforcé par des fibres d'Alumine.

V.4.1. Cas d'une fissure matricielle

Une fissure de taille "a" est amorcée dans la matrice perpendiculairement à la direction de traction (Fig. V.1b). Le critère de rupture retenu pour cette étude est le facteur d'intensité de contraintes. La variation de ce paramètre de rupture en modes I (K_I) et en mode II (K_{II}) en fonction de cette taille et de l'intensité de la contrainte appliquée est illustrée sur les figures 5 et 6 respectivement. La figure V.5 montre qu'il existe une taille critique a=30 µm au-delà de laquelle le facteur d'intensité de contrainte en mode d'ouverture K_I croît très fortement avec l'avancée de la fissure. En têtes de fissures courtes, ce facteur est peu sensible à l'accroissement du défaut de fissuration. Ces deux comportements sont caractérisés par la nette différence des pentes à la courbe K_I=f(a). Ces fissures sont d'autant plus instables que l'intensité des efforts de tension appliquée croît. Le mode de cisaillement est gouverné par la direction de la propagation de la fissure. Erdogan et Sih [23.V] ont montré que cette fissure continue de se propager dans son propre plan lorsqu'il s'agit de mode I pur. Les valeurs positives de K_{II} sont dues à l'orientation de la fissure dans le sens -θ, et négatives en direction de +θ (Fig.V. 4). Sur la Figure 6, les valeurs du facteur d'intensité de contraintes en mode de cisaillement K_{II} sont

négligeables par rapport à celles résultant du mode I. Ceci montre clairement qu'une telle fissure se propage essentiellement en mode d'ouverture.

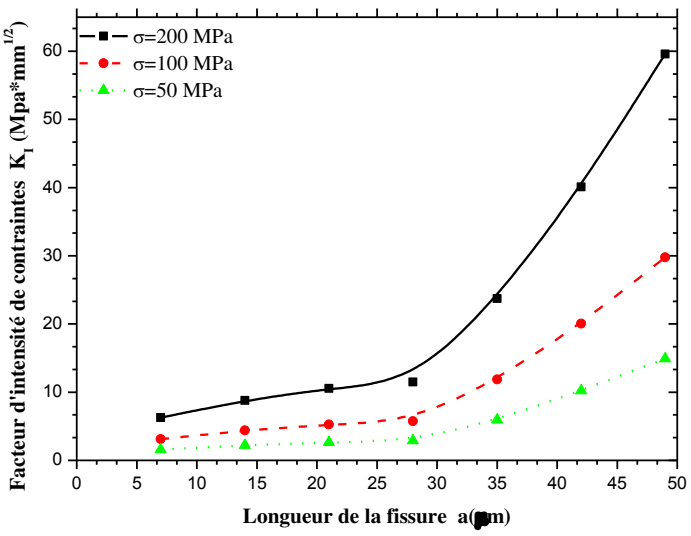


***Fig.V. 5**: Variation de facteur d'intensité de contraintes en mode I K_I en fonction de la taille de la fissure et de l'amplitude du chargement*

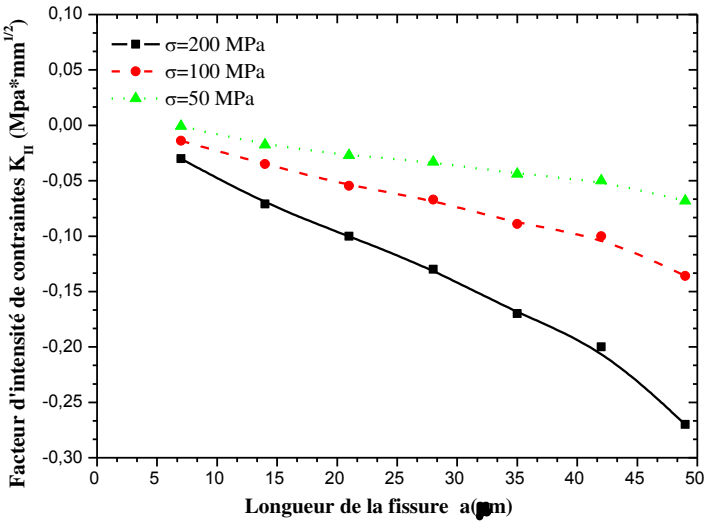


***Fig .V.6**: Variation de facteur d'intensité de contraintes en mode II K_{II} en fonction de la taille de la fissure et de l'amplitude du chargement*

V. 4.1.1. Interaction fissure-pore

Dans cette partie du travail nous analysons le comportement mécanique d'un composite contenant une fissure dans la matrice et un pore à l'interface fibre/matrice (Fig.V.1c). L'objectif de cette étude est d'analyser le comportement de cette fissure en présence d'une porosité. La figure .V.7 montre la distribution des contraintes mécaniques en pointes de fissure de taille a=14µm.

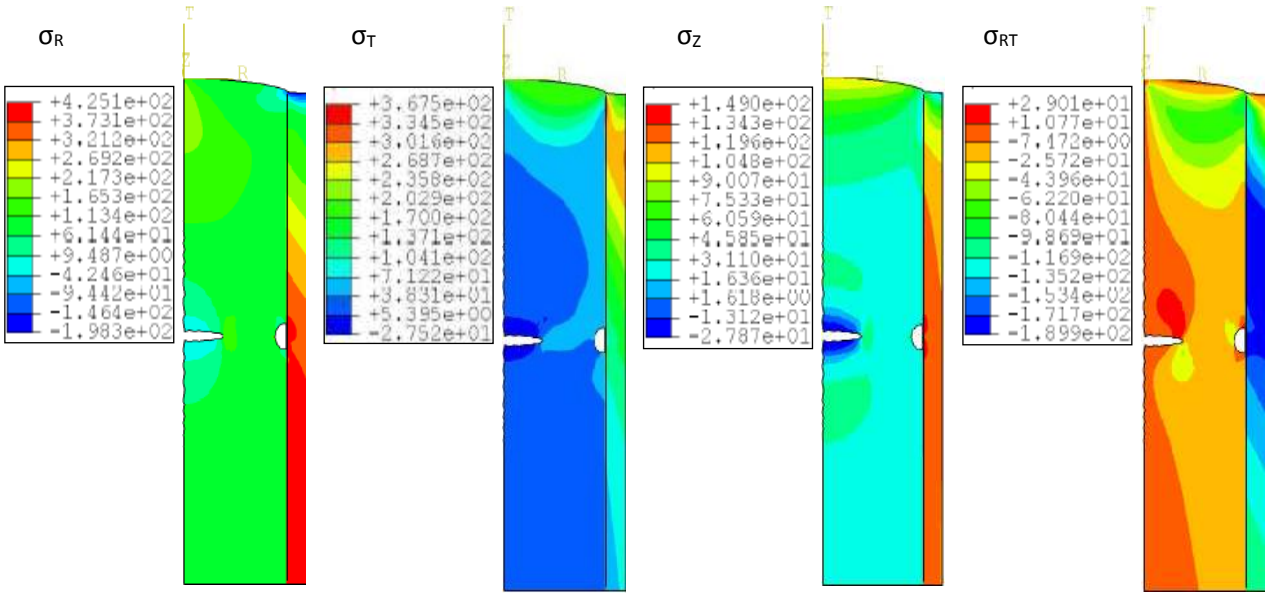


Fig V.7 *: Répartition des contraintes mécaniques au pointe de la fissure pour a =14µm et σ=200MPa: cas de l'interaction fissure-pores.*

La figure V.8 montre l'évolution des facteurs d'intensité de contraintes en mode d'ouverture K_I en fonction de la taille de la fissure en présence et sans porosité. Nous remarquons que ce critère de rupture résultant d'une fissure amorcée au voisinage d'un pore localisé à l'interface fibre/matrice est plus important que celui découlant d'une fissure en l'absence de porosité et ce, quelle que soit la taille du défaut de fissuration. L'écart entre ces deux valeurs est d'autant plus significatif que la fissure se développe. Un tel comportement montre que l'existence d'une porosité dans la direction de propagation de la fissure accélère sa cinétique de croissance et par conséquent favorise son instabilité. En effet, ce facteur est d'autant plus important que la fissure se propage indéfiniment vers le pore, autrement dit, lorsque ce défaut de fissuration tend à se rapprocher de la porosité. Cette tendance conduit à une forte interaction entre les champs de contraintes fortement localisés au voisinage proche de ces deux défauts entrainant ainsi une

intensification de l'énergie mécanique au front de fissuration, et par conséquent une augmentation de la vitesse de propagation des fissures par fatigue.

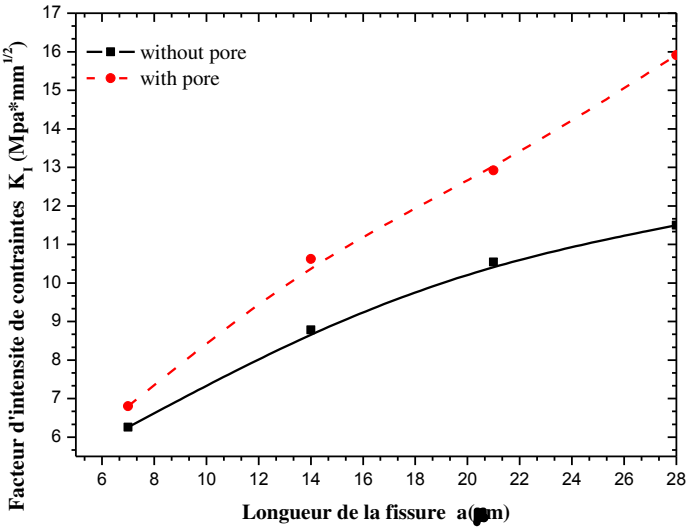


***Fig .V.8*:** *Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I K_I en fonction de la taille de la fissure soumise à σ=200 MPa*

Le comportement d'une telle fissure en mode de cisaillement (mode II) en présence d'une porosité interfaciale est illustré sur la (figure.V. 9). L'analyse de cette figure montre que l'existence d'un tel défaut dans la direction de propagation de cette fissure entraine une augmentation du facteur d'intensité de contraintes en mode II equelle soit la taille du défaut de fissuration. Les faibles valeurs obtenues dans ce cas montrent qu'une telle fissure se propage pratiquement en mode d'ouverture (mode I). La différence entre les deux facteurs d'intensité de contraintes résultant d'une fissure initiée dans une matrice contenant une porosité et dans une matrice ne contenant pas de pore croît avec l'avancée de cette fissure.

Les résultats obtenus dans cette partie du travail permettent de conclure que la présence d'une porosité localisée à l'interface matrice-fibre dans la direction de propagation d'une fissure, amorcée dans la matrice perpendiculairement à l'axe de traction uniaxiale, accélère sa cinétique de croissance. Cette accélération est définie en termes d'intensification du facteur d'intensité de

contraintes. Une orientation de la fissure favorise son développement par ouverture de ses lèvres.

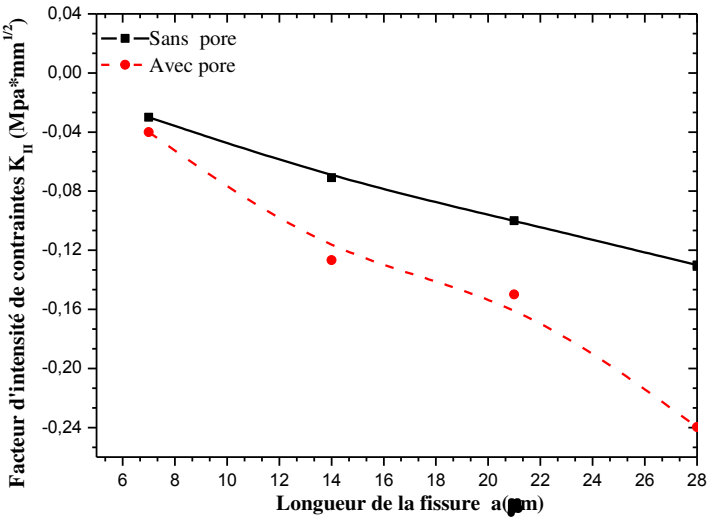


***Fig .V.9**: Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II K_{II} en fonction de la taille de la fissure soumise à σ=200 MPa*

V.4.1.2. Interaction fissure-fissure

Dans ce qui suit nous analysons le comportement en rupture d'un composite contenant deux fissures, une fissure matricielle mobile de longueur "a_0" se propage perpendiculairement vers celle interfaciale fixe de taille a=14µm (Fig.V. 1d). Cette structure est soumise à des efforts de tension (fig.V.1). Sur la figure.V. 10 est représenté la répartition des contraintes dans les deux constituants du composite fissuré. Nous remarquons que ces contraintes favorise que la fissure mobile se propage par ouverture de ses lèvres en direction de la fissure interfaciale. L'effet de cette dernière sur la cinétique de propagation de la fissure mobile, en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes en mode d'ouverture (mode I) et en mode de cisaillement (mode II), est représenté sur les figures .V.11 et V. 12 respectivement. Ces deux figures montrent clairement que la présence d'une fissure interfaciale, dans la direction de propagation de la fissure matricielle, favorise son instabilité par accroissement de ce paramètre

de rupture et ce quel que soit le mode de croissance. C'est l'interaction des champs de contraintes en têtes des deux fissures qui est responsable de cette instabilité.

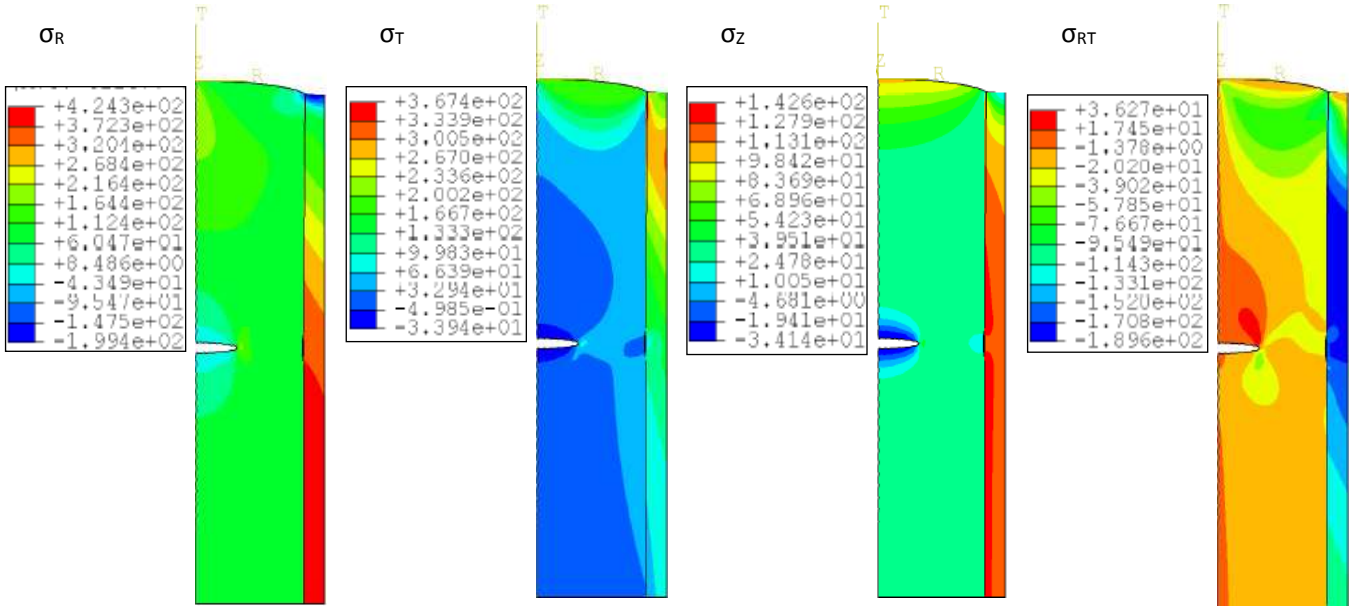


***Fig .V.10**: Répartition des contraintes dans un composite contenant une fissure matricielle et une interfaciale de taille a=14µm et soumis à des efforts de tension: σ=200MP*a

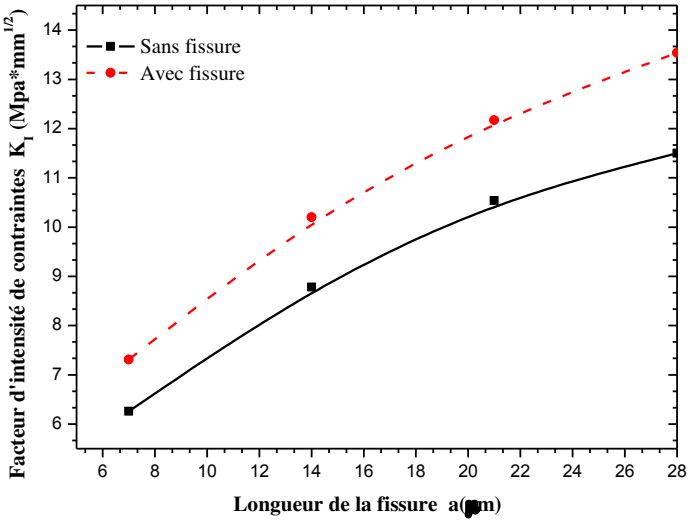


***Fig .V.11**: Effet de l'existence d'une fissure interfaciale sur le facteur d'intensité de contraintes en mode I en tête de fissure mobile en fonction de sa taille*

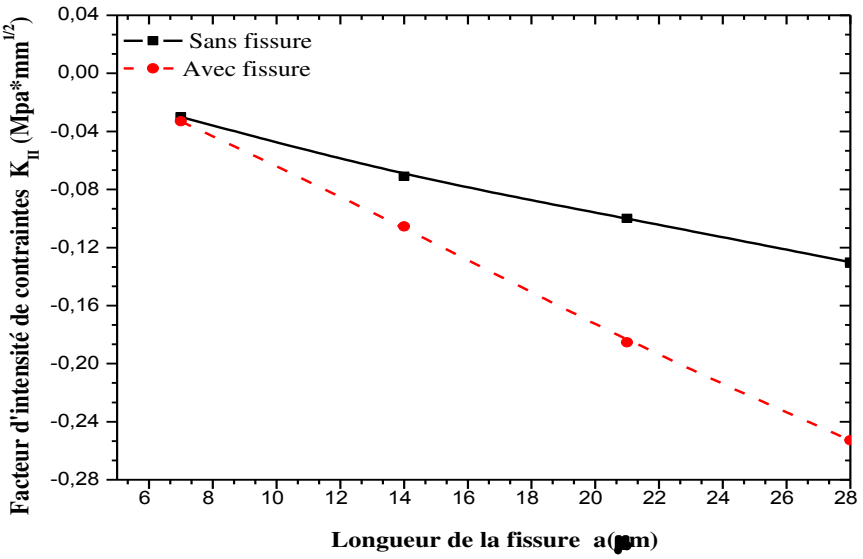


***Fig .V.12**: Effet de l'existence d'une fissure interfaciale sur le facteur d'intensité de contraintes en mode II en tête de fissure mobile en fonction de sa taille*

V.4.2. Cas d'une fissure interfaciale

L'analyse porte sur le comportement, en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes, d'une fissure de taille "a" amorcée au bord à l'interface fibre/matrice (Fig.V.1e). Cette structure fissurée est soumise à des efforts de tension uniaxiale. Sur la figure.V. 13, sont représentés le niveau et la distribution des contraintes normales radiale, circonférentielle, longitudinale et tangentielle induites, par ces efforts, au voisinage proche du front de fissuration. Cette figure montre le développement de ce défaut le long de cette interface.

Pour une meilleure représentation de ce développement, sur les figures.V. 14 et V.15, est illustrée la variation des facteurs d'intensité de contraintes en mode d'ouverture K_I et en mode de cisaillement K_{II} en fonction de la taille de la fissure interfaciale et de l'intensité de la charge appliquée. Ces figures montrent clairement qu'il existe une taille du défaut, égale ici à 50µm, au-delà de laquelle ces facteurs semblent insensibles à l'avancée de la fissure. Ces facteurs

croient puis restent quasiment constant avec l'avancée de la fissure. Ce comportement est d'autant plus accentué que la structure fissurée est plus fortement mécaniquement sollicitée. Les résultats donnés par les figures.V. 14 et V. 15 indiquent nettement qu'un tel défaut de fissuration se propage essentiellement en mode mixte (modes I et II).

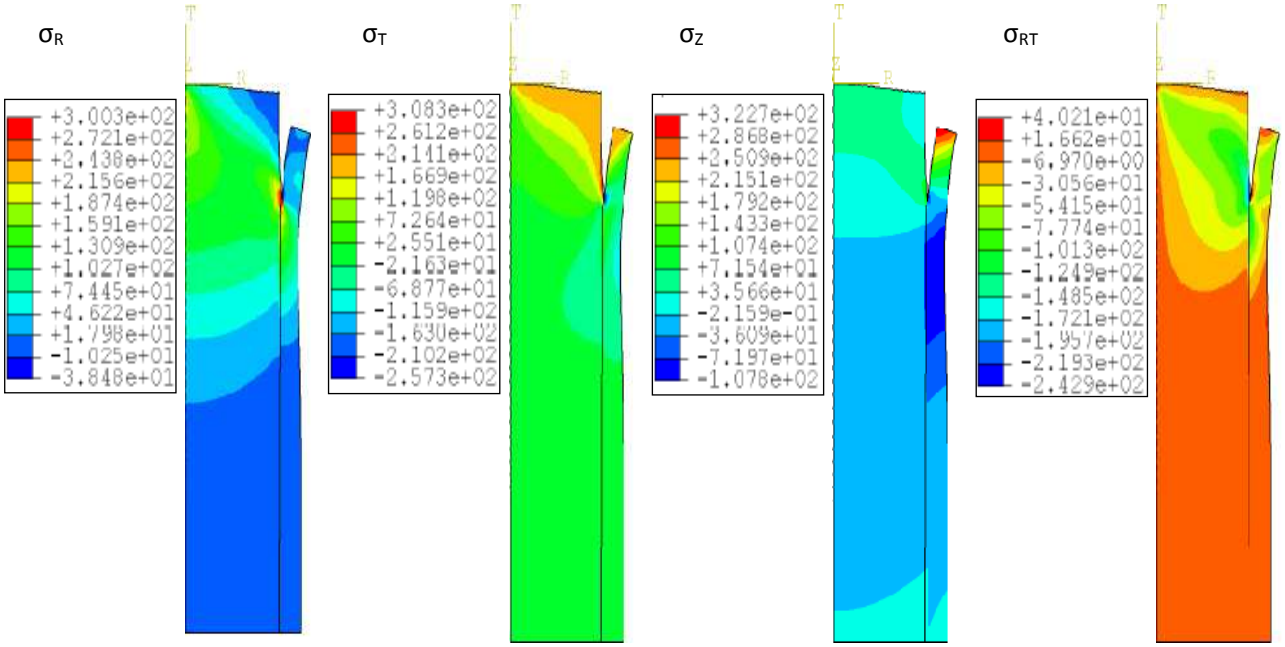


***Fig .V.13**: Répartition des contraintes normales radiale, circonférentielle, longitudinale et tangentielle en pointe d'une fissure interfaciale de taille a=20µm et soumise à des efforts de tension : σ =200MPa.*

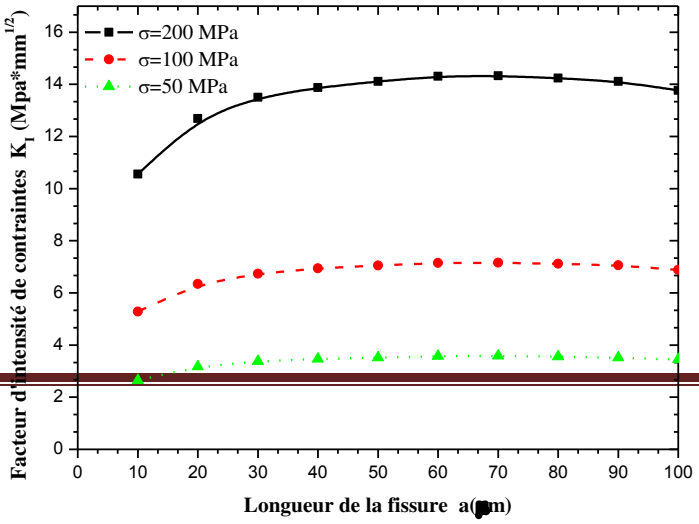


Fig.V. 14: *Variation du facteur d'intensité de contraintes K_I en fonction de la taille de fissure interfaciale et de l'amplitude du chargement appliqué.*

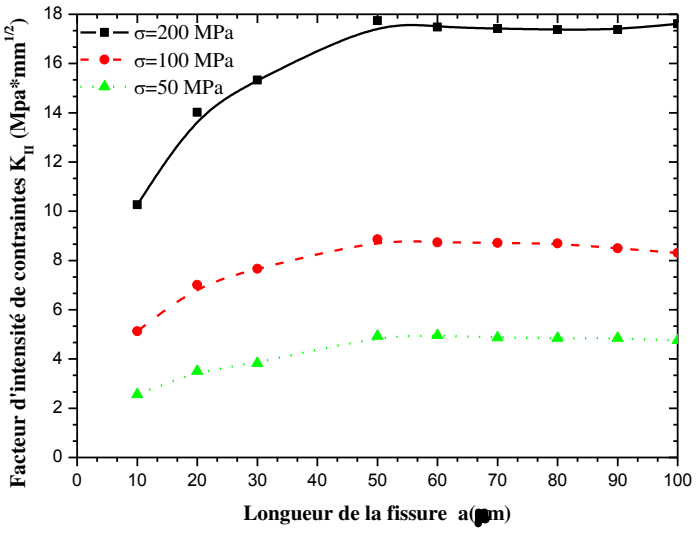


Fig .V.15: *Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II K_{II} en fonction de la taille de fissure interfaciale et de l'amplitude du chargement appliqué.*

V.4.3. Cas d'une fissure centrale inclinée par rapport à l'interface

Dans cette partie du travail, nous analysons le comportement de fissures orientées par rapport à l'interface fibre-matrice. Les effets de l'angle d'inclinaison, de la taille et de la localisation de la fissure et de l'intensité du chargement mécanique seront analysés. Le critère de rupture retenu pour cette étude est le facteur d'intensité de contraintes.

V.4.3.1. Effet de la taille de la fissure

Le composite contenant une fissure amorcée au centre de l'interface fibre/matrice et orientée par rapport à cette interface d'un angle de θ=20° est sollicité en traction (Fig.V. 2a). Nous analyserons donc le comportement de cette fissure en considérant qu'elle se propage du centre de la matrice au voisinage de d'interface avec la fibre vers la matrice. Les résultats ainsi

obtenus sont représentés sur la figure.V.16. Cette dernière montre la distribution des contraintes radiale, longitudinale, circonférentielle et tangentielle engendrées dans ce matériau fissuré et la direction de propagation de cette fissure.

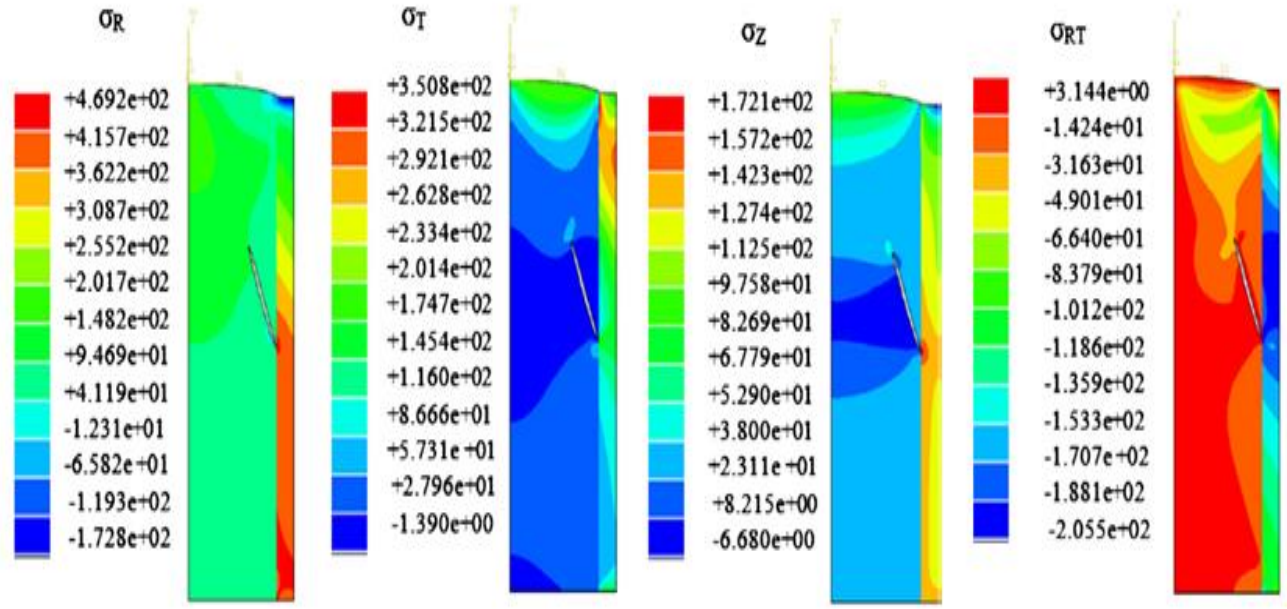


***Fig V.16** : Répartition des contraintes normales radiale, circonférentielle, longitudinale et tangentielle en pointe d'une fissure orientée à θ=20°, de taille a=20µm et soumise à des efforts de tension : σ =200MPa*

Les contraintes les plus élevées surviennent à la pointe de la fissure. Une propagation de cette fissure conduit à une augmentation du taux de restitution d'énergie. Ce dernier prend de valeurs considérables lorsque la fissure tend perpendiculairement vers l'interface.

Sur la figure V.17 et V.18, est représentée la variation des facteurs d'intensité de contraintes en mode I K_I et mode II K_{II} en têtes de fissures orientée à 20° par rapport à l'interface en fonction de sa taille et de l'amplitude de la charge qui lui est appliquée. Nous notons cependant, que quelle soit cette amplitude, de façon générale, et pour des longueurs de fissures a<R_m (R_m= taille du modèle) (fig.V.1a), une avancée de ce défaut entraine un accroissement de ces deux paramètres. Dans le cas d'un développement de la fissure, tel que a> R_m, le facteur d'intensité de contraintes en mode I chute progressivement et celui en mode de cisaillement K_{II} croît en valeurs absolues. Les valeurs négatives de critère de rupture en mode d'ouverture K_I signifient que loin de l'interface et sous l'effet du chargement, une telle fissure a tendance à se fermer. Les valeurs se propagent préférentiellement en mode de cisaillement. Le facteur d'intensité de

contraintes en mode II K_{II} prend des valeurs négatives près de l'interface matrice/ fibre, les valeurs positives indiquent que la fissure peut s'écarter de sa direction de propagation.

Ces deux figures montrent également que ces deux critères de rupture sont d'autant plus intenses que l'amplitude des efforts mécaniques est plus forte.

Il existe donc un effet d'interaction fissure-interface qui détermine la cinétique de propagation de cette fissure. Cet effet est déclenché lorsque la taille de la fissure tend vers la mi-épaisseur du composite contenant ce défaut de fissuration [24.V]. En effet, la propagation de la fissure vers l'interface fibre-matrice conduit à un champ de contraintes en tête de fissure plus important en raison de son interaction avec l'interface. Le facteur d'intensité de contraintes est donc étroitement lié non seulement à la taille de la fissure se propageant mais également à la distance la séparant de l'interface.

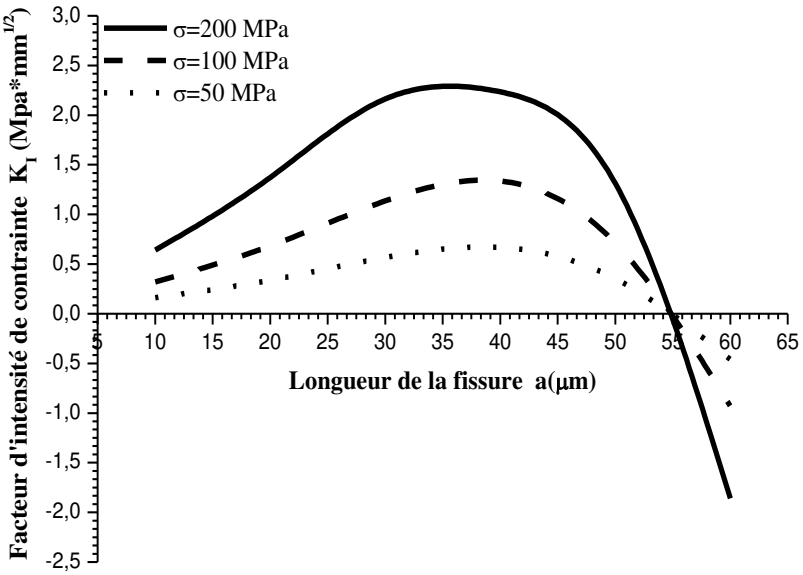
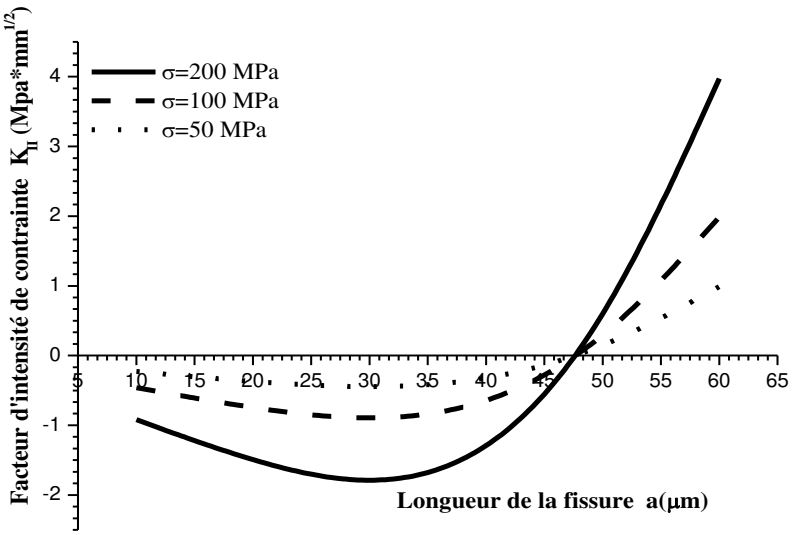


Fig V.17: *Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I K_I en tête de fissure orientée à 20° par rapport à l'interface en fonction de sa taille et de la charge appliquée*

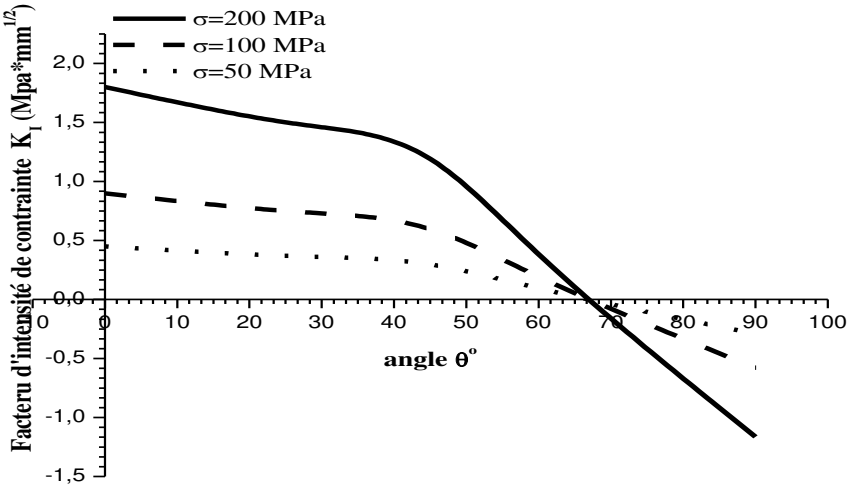


FigV.18: *Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I K_I en tête de fissure orientée à 20° par rapport à l'interface en fonction de sa taille et de la charge appliquée*

V.4.3.2. Effet de l'orientation de la fissure

Dans cette partie, le comportement d'une fissure, de taille 20µm, initiée au centre de la matrice près de l'interface avec la fibre et se propageant vers la matrice, en fonction de son orientation par rapport à la direction des efforts appliqués et de l'intensité de ces efforts a été étudié (Fig.V 2b). Les résultats obtenus à partir de cette analyse sur les figures.V.19 et V. 20. Ces dernières montrent la variation des facteurs d'intensité de contraintes en mode d'ouverture v et en mode de cisaillement K_{II} (mode II) en fonction de l'orientation de cette fissure et de l'amplitude du chargement respectivement. Nous notons cependant, que comparativement à toutes orientations, pour une position de la fissure à θ=0°, position correspondante à une fissure interfaciale, ces deux critères de rupture K_I et K_{II} atteignent leurs valeurs maximales importantes. Une orientation de la fissure par rapport à cette position, définie par un accroissement de l'angle θ, conduit à une chute de ces critères de rupture. Autrement dit, un éloignement de la fissure de l'interface conduit à une nette réduction du champ de contraintes au front de fissuration. Ce qui conduit à une diminution de l'effet d'interaction fissure-interface. Les fissures, dont l'orientation est plus orientées (θ≥65°), se développent préférentiellement par cisaillement de leurs lèvres (modes II) comme le montrent les figures V.19 et V.20. Ces

dernières illustrent également que le risque d'instabilité de ces fissures est d'autant plus élevé que le matériau composite est plus fortement mécaniquement sollicité.



FigV.19 : *Variation de facteur d'intensité de contraintes en mode I K_I en tête de fissure en fonction de son angle θ d'orientation par rapport à l'interface et de l'intensité du chargement.*

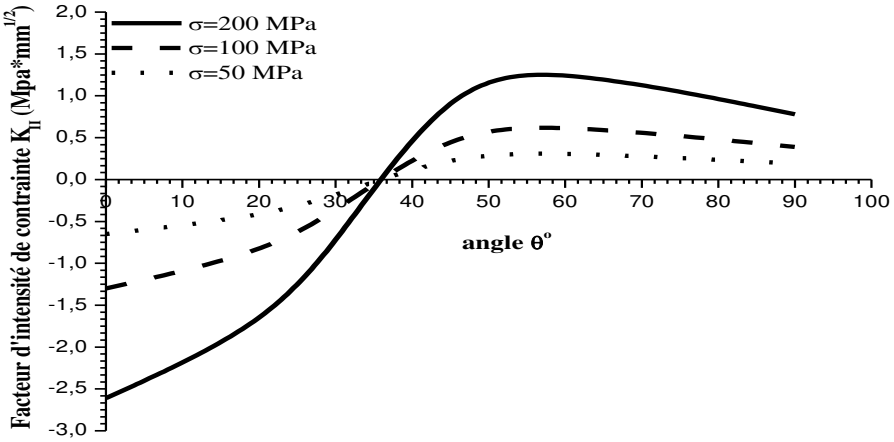


Fig .V.20 : *Variation de facteur d'intensité de contraintes en mode II K_{II} en tête de fissure en fonction de son angle θ d'orientation par rapport à l'interface et de l'intensité du chargement.*

V.4.4. Fissure initiée au bord et orientée

V.4.4.1. Effet de la taille de la fissure

Le comportement d'une fissure orientée de 20° par rapport à l'interface et localisée au bord de la matrice au voisinage proche de l'interface avec la fibre et soumise à une traction uniaxiale est analysée dans ce qui suit (Fig. 2c). Dans un premier temps, nous analysons le niveau et la distribution des contraintes locales radiale, circonférentielle, longitudinale et tangentielle induites dans le composite près du front de cette fissure (fig.21). Pour mieux illustrer le comportement de telle fissure nous avons représenté sur les figures 22 et 23 l'effet de sa taille sur les facteurs d'intensité de contraintes en mode I K_I et en mode II K_{II} respectivement. En mode d'ouverture, le critère de rupture est peu sensible à l'accroissement de la fissures et ce quelle que soit l'intensité de la charge appliquée. En mode de cisaillement, mode II, le paramètre de rupture croît avec l'avancée de la fissure et est beaucoup plus important que celui résultant du mode I. Cependant, une analyse comparative entre ces deux critères de rupture montre que le mode I est moins influencé par le composite que le mode II. Cela signifie, que sous de tels efforts, que le glissement de la fissure est plus affectée par le renforcement du composite que son ouverture. Cela signifie que le mode de cisaillement est prépondérant.

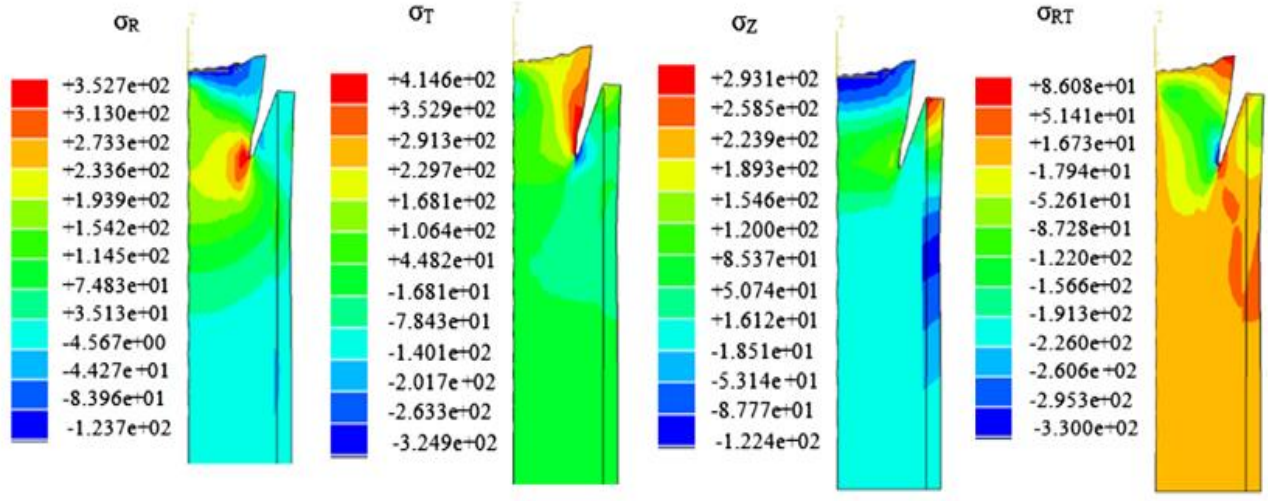


Fig V.21: *Répartition des contraintes normales radiale, circonférentielle, longitudinale et tangentielle en pointe d'une fissure matricielle de taille 20µm et orientée de 20° par rapport à l'interface et soumise à des efforts de tension : σ =200MPa.*

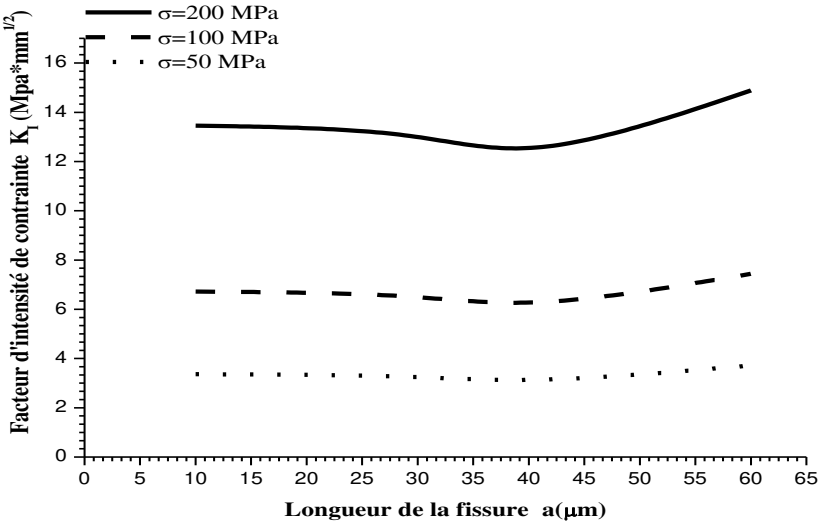


Fig .V.22: *Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I K_I en tête de fissure initiée au bord de la matrice et orientée à 20° par rapport à l'interface en fonction de sa taille et de la charge appliquée*

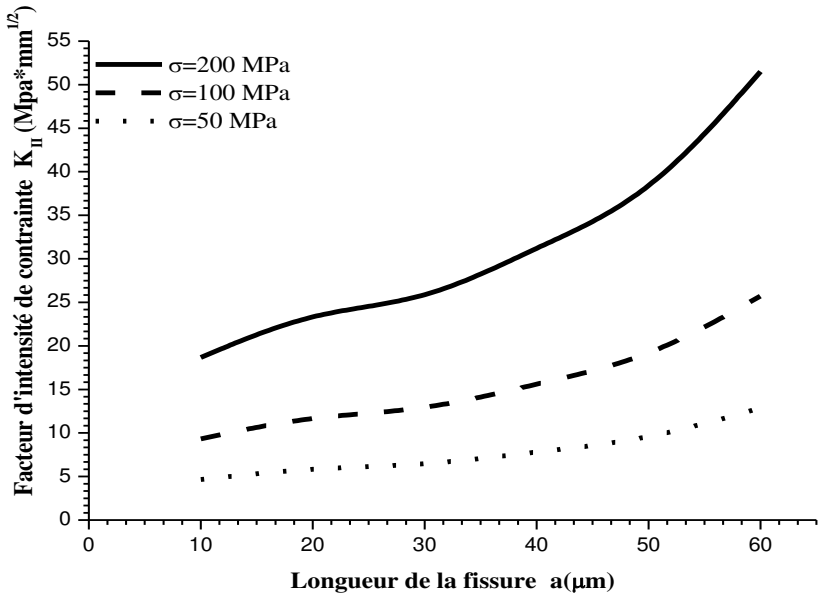


Fig .V.23: *Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II K_{II} en tête de fissure initiée au bord de la matrice et orientée à 20° par rapport à l'interface en fonction de sa taille et de la charge appliquée*

V.4.4.2. Effet de l'orientation de la fissure

Nous avons analysé le comportement mécanique de la même fissure, de taille 20µm amorcée au bord de la matrice près de la fibre, en fonction de son orientation par rapport à l'interface (Fig.V. 2d). sur les figures V.24 et V.25 sont représentés les résultats obtenus à partir de cette analyse. Ces dernières montrent la variation des facteurs d'intensité de contraintes en mode I et II en fonction de l'angle d'orientation θ de cette fissure. La fissure devient plus instable en modes d'ouverture et de cisaillement pour des orientations $\theta \geq 25°$. Ceci illustre que la cinétique de propagation de la fissure dépend de sa position par rapport à l'interface. Une telle fissure perpendiculairement orientée par rapport à l'interface se propage plus particulièrement en mode I.

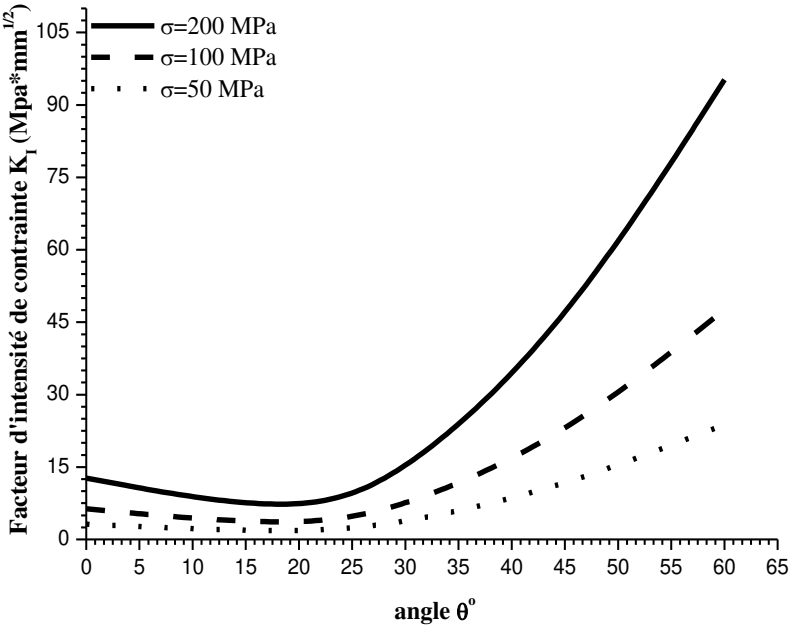


***Fig V.24** : Variation de facteur d'intensité de contraintes en mode I K_I en tête de fissure amorcée au bord de la matrice en fonction de son angle d'orientation θ par rapport à l'interface et de l'intensité du chargement*

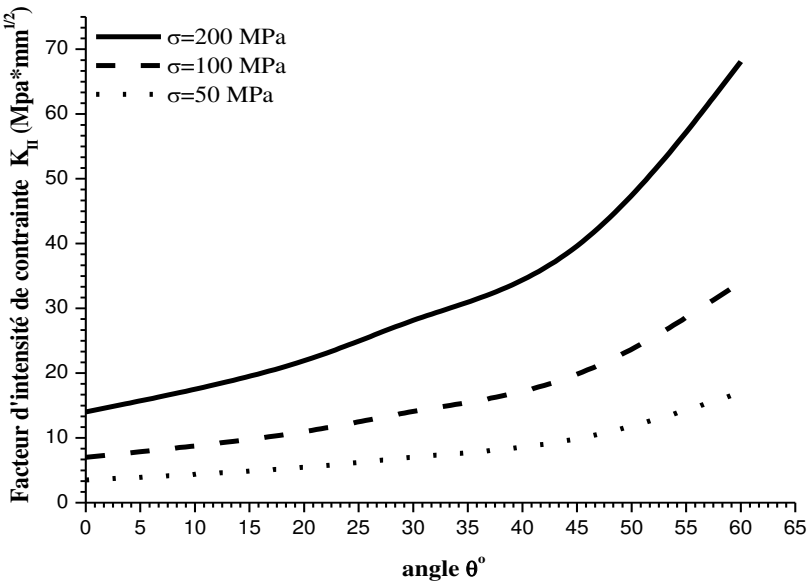


Fig V.25 : *Variation de facteur d'intensité de contraintes en mode II K_{II} en tête de fissure amorcée au bord de la matrice en fonction de son angle d'orientation θ par rapport à l'interface et de l'intensité du chargement*

V.4.5. Effet de l'interaction pore-fissure à l'interface fibre/matrice

L'effet de la distance séparant une fissure interfaciale et d'un pore localisé à l'interface fibre/matrice (Fig.V.2e) sur son comportement a été analysé. Les résultats ainsi obtenus sont illustrés sur les figures V. 26 et V. 27. Ces figures montrent la variation des facteurs d'intensité de contraintes en modes d'ouverture K_I et de cisaillement K_{II} respectivement en fonction de l'interdistance « d » pore-fissure. Une tendance de ces deux défauts entraine une intensification du facteur K_I. Ceci montre que la présence d'un pore dans la direction de propagation d'une fissure favorise son instabilité en mode d'ouverture par accroissement du facteur d'intensité de contraintes. Un comportement inverse est observé en mode II. en effet, un éloignement de la fissure du pore conduit à un accroissement du facteur d'intensité de contraintes en mode II K_{II}.

Le mode d'ouverture est prédominant lorsque la fissure interfaciale se propage indéfiniment vers le pore. Dans ce cas, l'effet d'interaction des champs de contraintes localisés au voisinage très proche de ces deux défauts est maximal. Ce phénomène accélère la cinétique de croissance de la fissure, définie par une augmentation rapide du facteur d'intensité de contraintes en mode I. Ce qui conduit à la pénétration de la porosité par fissure. La disparition de cet effet favorise le mode II. Quelle soit la distance de la fissure par rapport au pore, le défaut

de fissuration se développe en mode mixte (modes I et II), dont le mode prédominant est étroitement lié à cette interdistance.

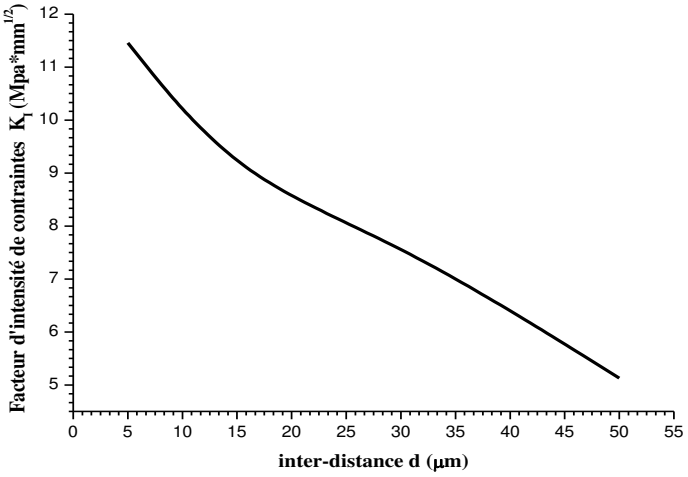


Fig V.26*: Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I en pointe de fissure de taille 20μm en fonction de la distance la séparant à un pore : σ =100MPa.*

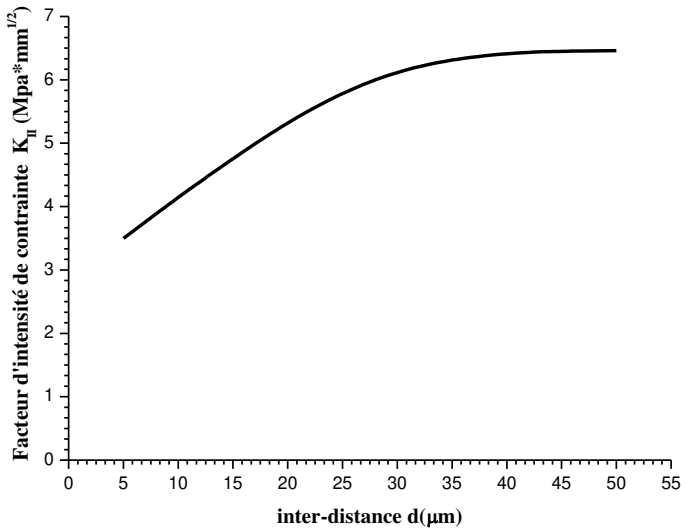


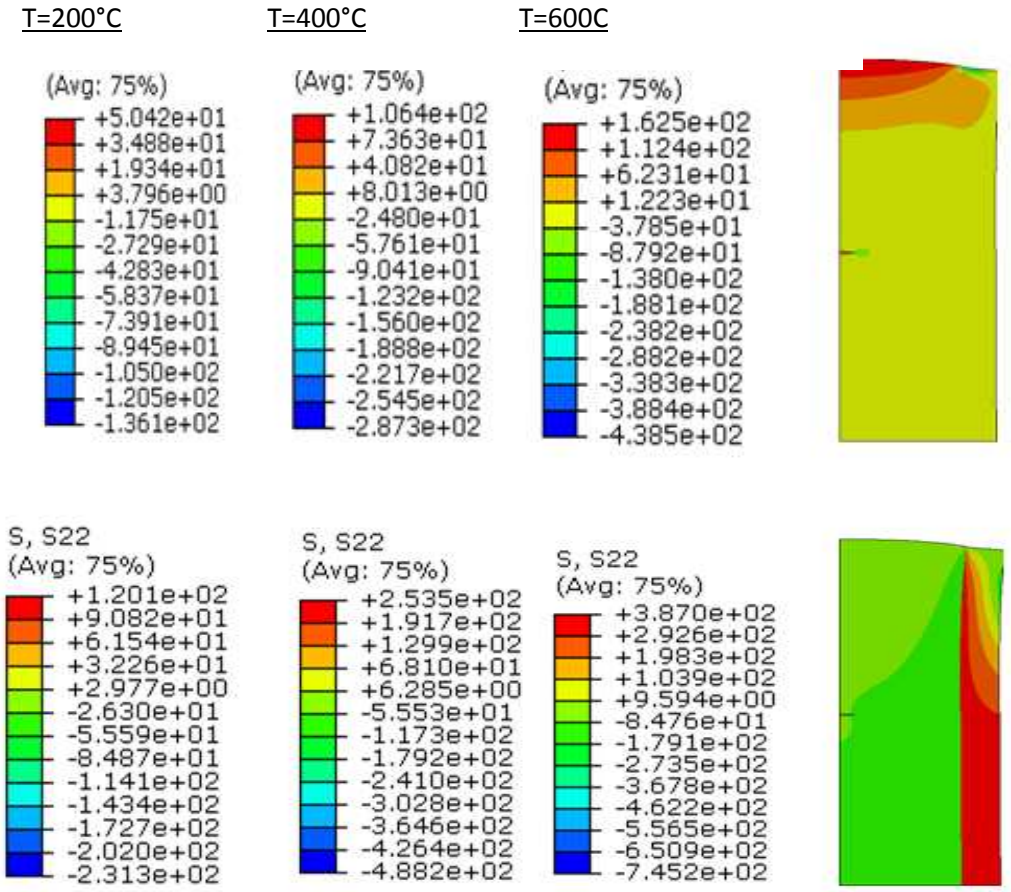
Figure V.27 *: Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II en pointe de fissure taille 20μm en fonction de la distance la séparant à un pore : σ =100MPa.*

V.5 Cas d'une fissure matricielle

V.5.1. Effet du chargement thermique

Dans cette partie de travail, nous allons étudier le comportement mécanique du matériau composite (Pyrex/Alumine) soumis à des chargements thermiques. Cette étude est faite en fonction de la nature du chargement et de son amplitude. D'autre part l'influence de la présence des fissures et de défauts au sein du matériau a été prise en considération.

Un chargement thermique est un phénomène qui assure la qualité d'adhésion et en plus il détermine le niveau de contrainte dans le composite. En fait, la température d'élaboration des matériaux composites détermine la qualité de l'adhérence fibre matrice, si son accroissement présente l'avantage d'assurer une élévation de l'énergie d'adhésion par un bon accrochage mécanique entre le matériau de renforcement et celui à renforcer, elle induit néanmoins des contraintes internes d'origine thermique. Ajoutées aux contraintes de fonctionnement ; ces contraintes résiduelles peuvent conduire à l'endommagement de ce matériau. Dans ce qui suit nous analysons l'effet de ces contraintes sur le comportement des fissures ainsi présenté (figure V.28)



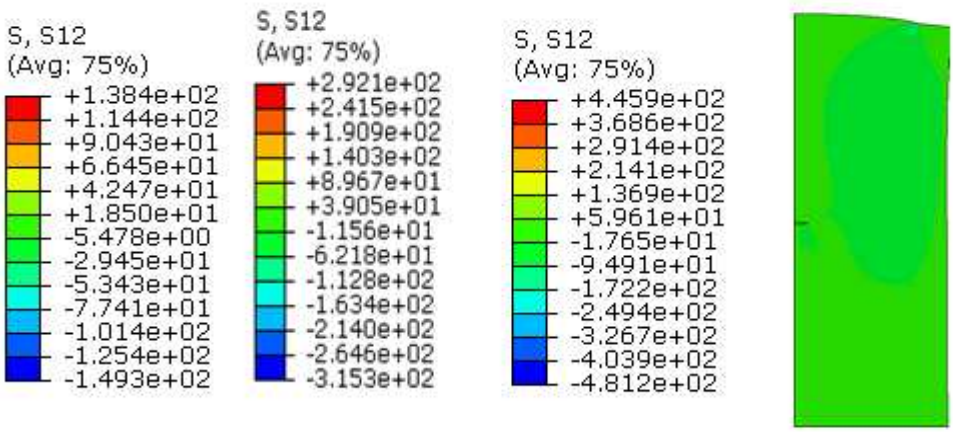


Fig.V.28 : *Répartition des contraintes thermiques dans un matériau composite de type (Pyrex/Alumine)*

La figure V.28 montre la variation des contraintes interne d'origine thermique en fonction du gradient de température. On voit clairement que les contraintes longitudinales compriment les deux constituants du composite permettant une meilleur adhérence de leur interface. Leur niveau est d'autant plus élevé en valeur absolue que l'amplitude du chargement thermique est plus forte. Les contraintes normales sont environ double que celles longitudinale, cela nous conduit à prédire que de telle valeurs peuvent nuire le matériau pouvant aller à sa rupture, signalons que les fortes contraintes de tension observées dans ce composite sont dues à l'effet du bord, rappelons que cette région est caractéristique d'une non-adhérence fibre/matrice.

L'analyse de ces contraintes qui peuvent être engendrées est donc d'une grande importance pour les modes d'application et la durabilité de ces matériaux. De ce fait ; il est fortement conseillé d'élaborer des matériaux composites à des températures modérées, par conséquent ce paramètre doit être optimisé afin d'avoir une meilleur adhésion ainsi que des faibles contraintes résiduelles.

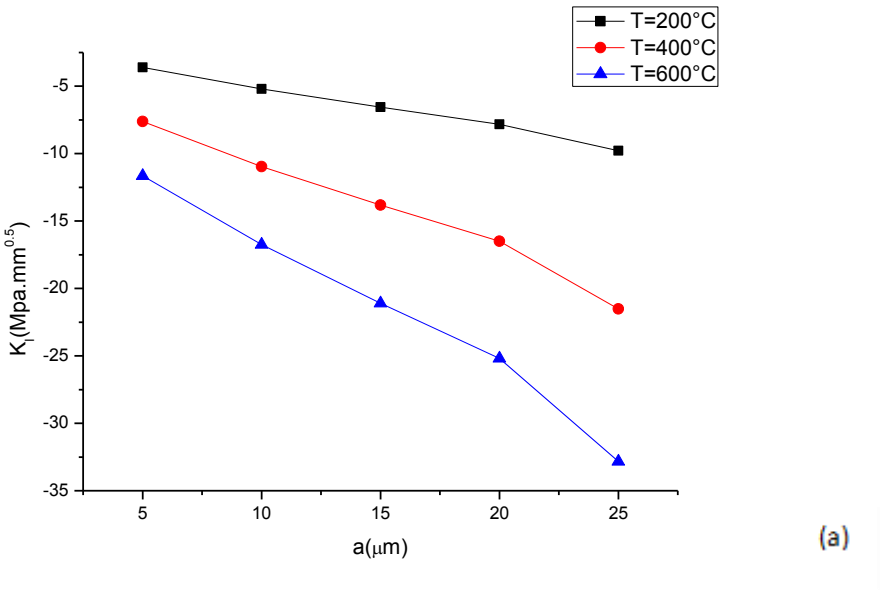


Fig.V.29 : *variation des facteurs d'intensité de contrainte en mode* ***I*** *en fonction de la taille de la fissure pour différents gradients de température*

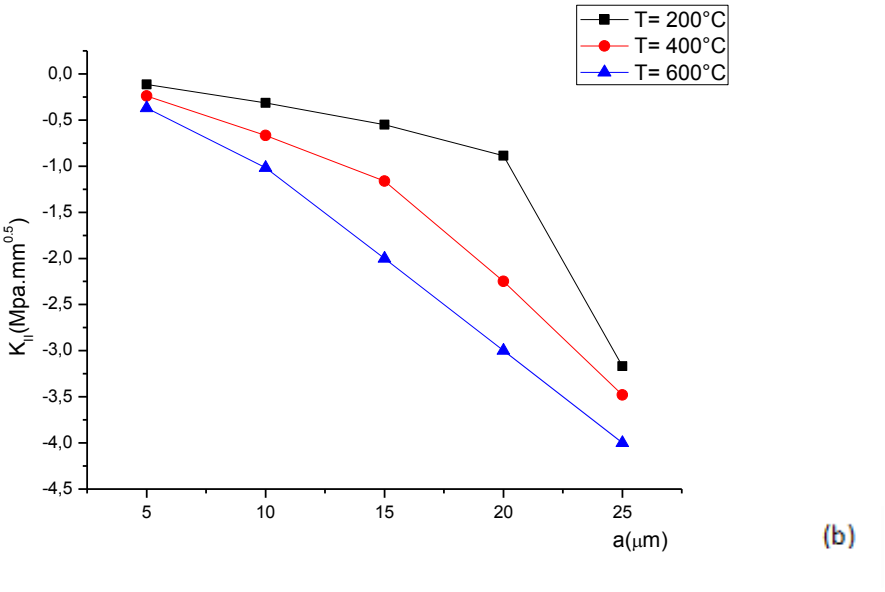


Fig.V.30 : *variation des facteurs d'intensité de contrainte en mode II en fonction de la taille de la fissure pour différents gradients de température*

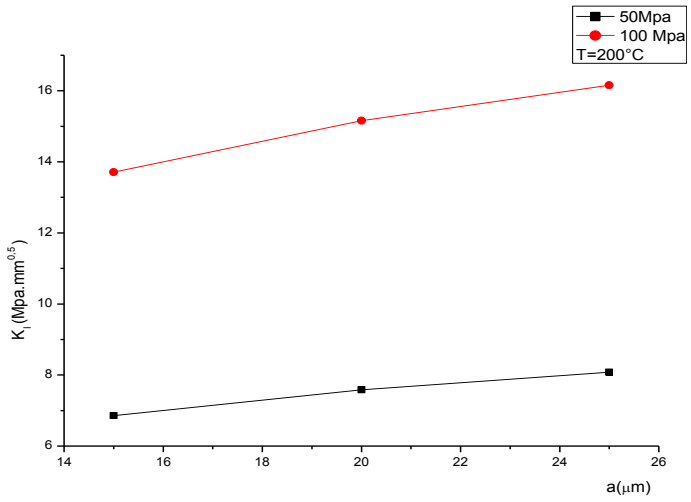
La figure V.29 montre la variation du facteur d'intensité de contrainte en fonction de la température, on voit clairement que le niveau du facteur d'intensité de contrainte la température décrois avec l'augmentation de la température .Dans cette partie, une fissure de taille "a" est amorcée dans la matrice perpendiculairement à la direction de traction (Figure.V1b). La

variation de ce paramètre de rupture en modes I (K_I) et en mode II (K_{II}) en fonction de cette taille et du gradient de la température est illustrée sur les figures V.28 etV.29 respectivement. La figure V.28 montre que des températures élevées augmentent le risque de propagation de fissure par ouverture de ces lèvres. Ce comportement peut s'expliquer par la présence des contraintes à l'interface fibre-matrice. En effet, le niveau de ces contraintes est lié à la température de mise en œuvre des matériaux composites. Comparativement aux sollicitations mécaniques, le chargement thermique conduit au développement de la fissure.

Le facteur d'intensité de contrainte en mode II en fonction de la taille de la fissure ; ce critère de rupture augmente en valeur absolus avec la température. On notera cependant que ce facteur croit rapidement avec la température, atteint un seuil .Donc ; la cinétique de croissance de défauts est d'autant plus rapide que cette température est importante.

V.5.2. Effet du chargement thermomécanique

Les matériaux composites élaborés à des températures élevées sont soumis à des sollicitations mécaniques lors de leur mise en service. Ajoutées aux contraintes de mise en fonctionnement, les contraintes résiduelles peuvent nuire ces matériaux. L'analyse de l'effet combiné de ces deux contraintes constitue l'objectif de cette partie du travail. Pour ce faire, notre modèle élaboré à une température 200°C est soumis à des efforts mécaniques d'intensité bien définie, les résultats ainsi obtenus sont représentés sur la figure V.31. Cette dernière illustre la variation des facteurs d'intensité de contraintes en mode (I et II) en fonction de la longueur de la fissure pour différents chargements mécaniques à une température bien définie.



(a)

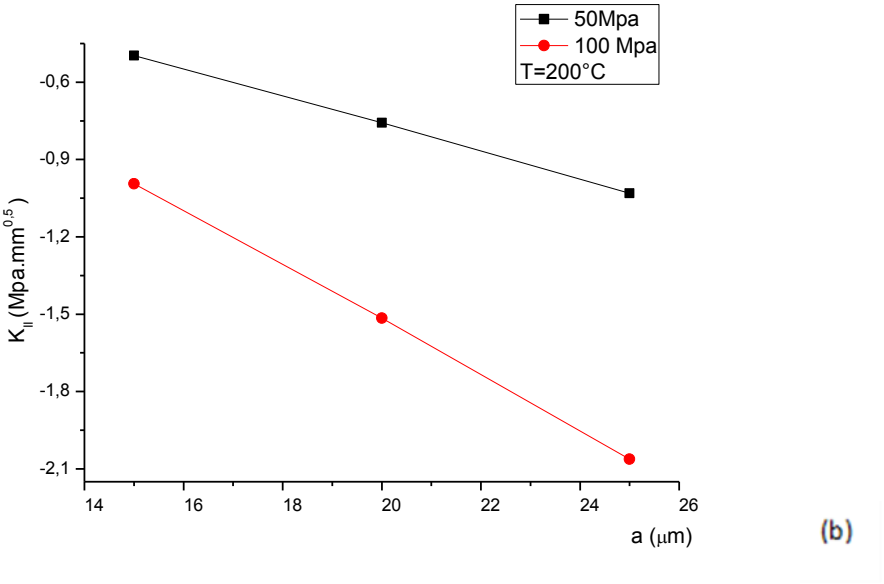


Fig.V.31 : *Variation des facteurs d'intensité de contrainte en mode* ***(I et II)*** *en fonction de la taille de la fissure pour différents chargements thermomécaniques à T=200°C.*

Comparativement aux facteurs d'intensité de contraintes découlant de sollicitation thermiques, ces valeurs sont moins importantes, ceci peut s'expliquer par la différence d'état de contraintes induite dans la matrice en Pyrex et la fibre en Alumine par les deux efforts mécanique et thermique. Comme l'indique la figure, un tel chargement favorise le développement de fissure par ouverture de ces lèvres.

V.6 Cas d'interaction fissure –pore

V.6.1 Effet du chargement thermique

Une contrainte thermique résiduelle en compression augmente le seuil de décohésion à la surface du composite, cette contrainte est relaxé, la décohésion à l'amorçage est donc plus facile que si le front de décohésion interfaciale est plus loin en profondeur.

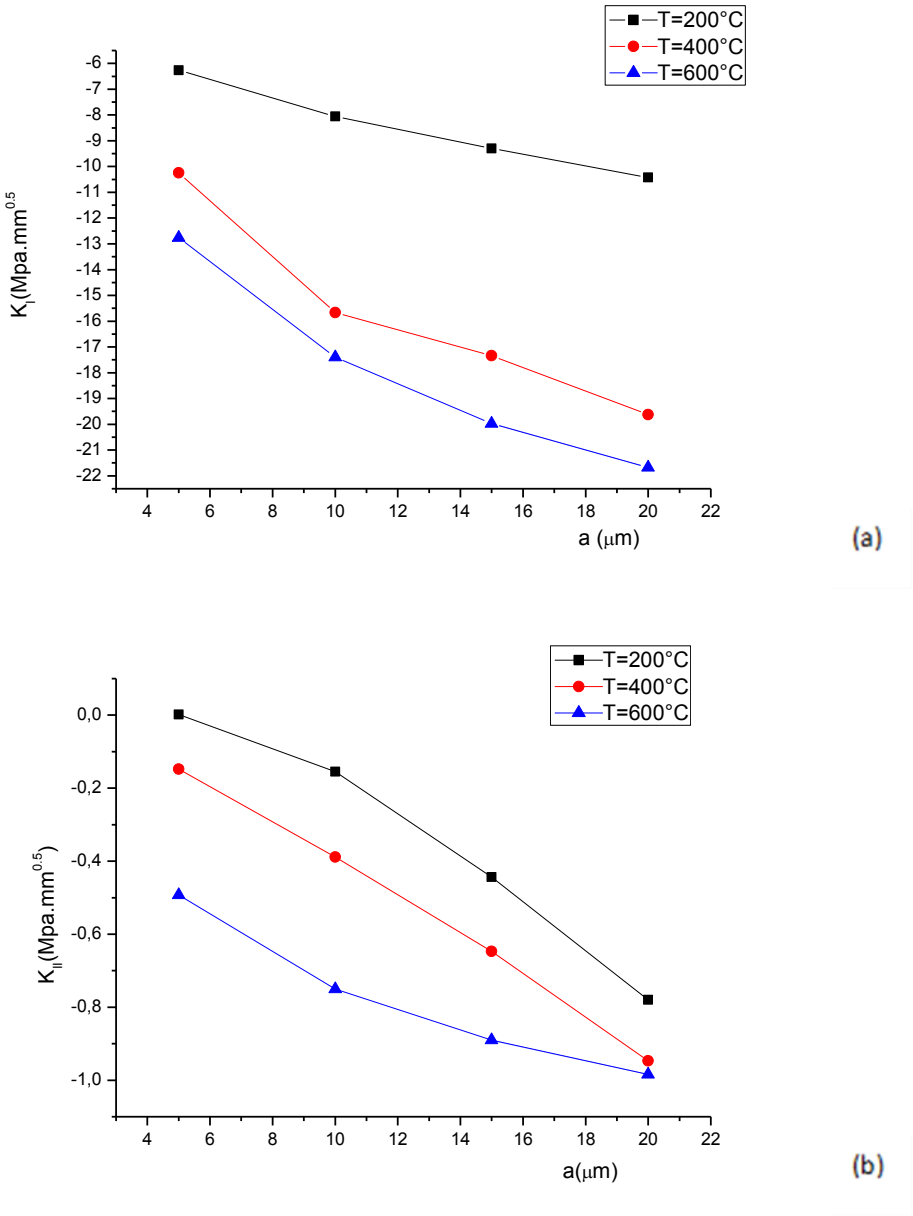


Fig.V.32 : *Variation des facteurs d'intensité de contrainte en mode* ***(I et II)*** *en fonction de la taille de la fissure pour différents chargements thermiques.*

Une contrainte thermique résiduelle en compression augmente le seuil de décohésion à la surface du composite, cette contrainte est relaxé, la décohésion à l'amorçage est donc plus facile que si le front de décohésion interfaciale est plus loin en profondeur.

V.6.2 Effet du chargement thermomécanique

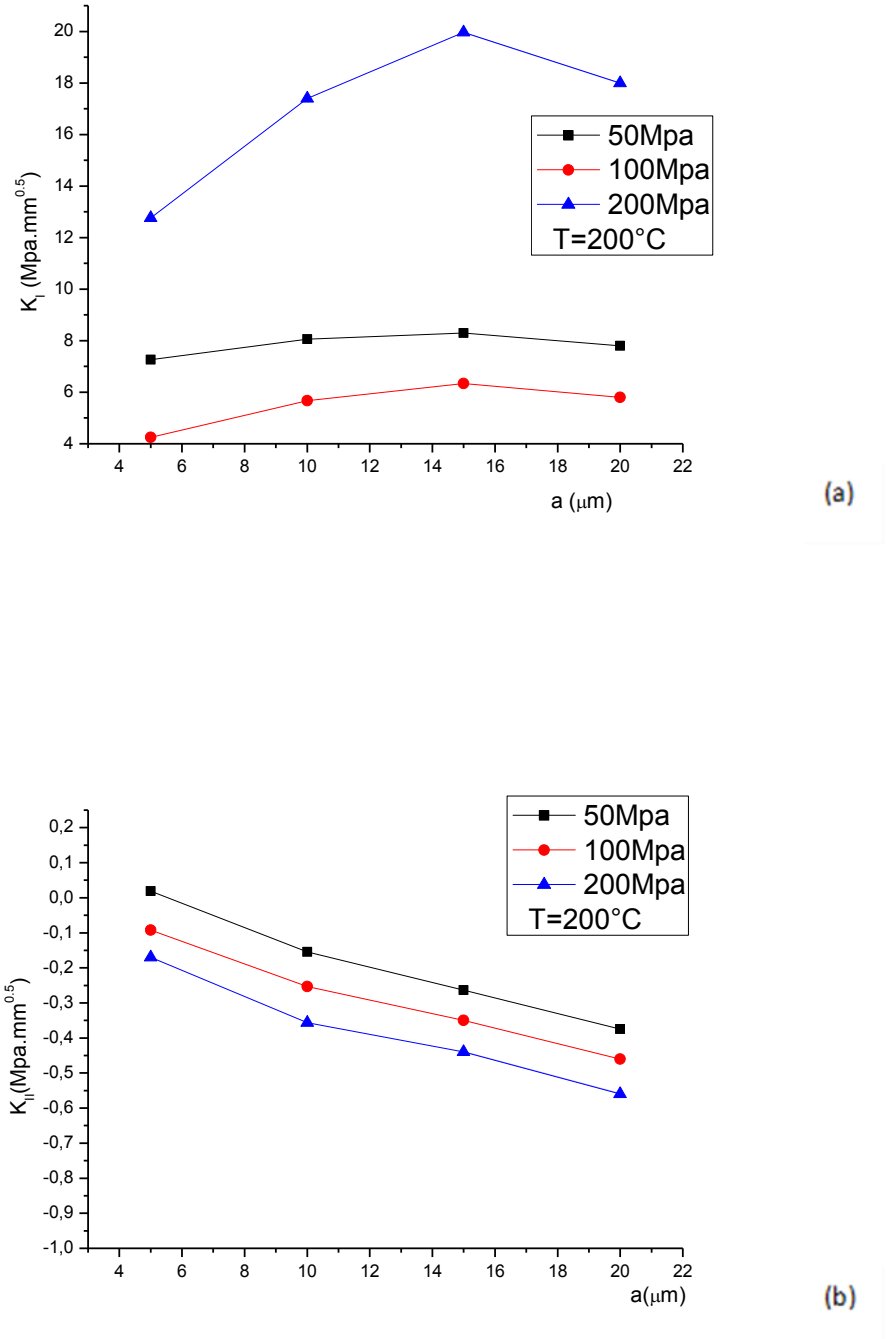


Fig.V.33: *variation des facteurs d'intensité de contrainte en mode* ***(I et II)*** *en fonction de la taille de la fissure pour différents chargements mécanique à T=200°C.*

Dans cette partie du travail nous analysons le comportement thermomécanique d'un composite contenant une fissure dans la matrice et un pore à l'interface fibre/matrice. L'objectif de cette étude est d'analyser le comportement de cette fissure en présence d'une porosité. L'analyse de l'effet combiné des deux chargements thermique et celui mécanique sur le comportement de notre composite et l'objectif de ce titre, pour ce faire, le composite est élaboré à des températures élevées et soumis en même temps à des efforts mécaniques d'intensités bien définie. La figure V.33, comparativement avec le chargement thermique, la croissance de la fissure favorise celui thermomécanique, ce comportement est accentué par une augmentation de la taille de la fissure, au fur et à mesure qu'on s'approche du pore, on remarque que les valeurs chute prés du pore, cela peut s'expliquer par l'effet du champs de contraintes du défaut sur la propagation de cette fissure.

V.7 Cas d'interaction fissure –fissure

V.7.1 chargement thermique

La prise en compte de la contrainte thermique résiduelle est de la première importance pour la prédiction du comportement mécanique des composites à matrice céramique. En effet leur existence influence de façon majeure la valeur de contrainte de microfissuration de la matrice et aussi le mécanisme de transfert de charge à l'interface.

Deux cas peuvent se présenter dans les composites verre-céramique. Si $\alpha_m > \alpha_f$, la fibre est frettée par la matrice, la contrainte thermique résiduelle interfaciale est une compression. S'il existe une grande différence entre les valeurs de α_m et α_f (i.e. $\alpha_m >> \alpha_f$), la matrice peut se fissurer lors du refroidissement. Ceci peut aussi décroître la résistance du composite et créer des chemins d'oxydation vers les fibres. Au contraire, c'est notre cas, si $\alpha_m < \alpha_f$, c'est notre cas la matrice est longitudinalement en compression ce qui peut retarder de manière appréciable la propagation de notre fissure matricielle. Par contre, l'interface est en tension, ce qui conduit à un transfert de charge moins efficace. En appliquant le critère énergétique de décollement à l'interface en présence d'une contrainte thermique longitudinale, montre l'influence des contraintes thermiques résiduelles longitudinales et radiales [BENO 1]. Il est impératif d'optimiser et donc de contrôler la température.

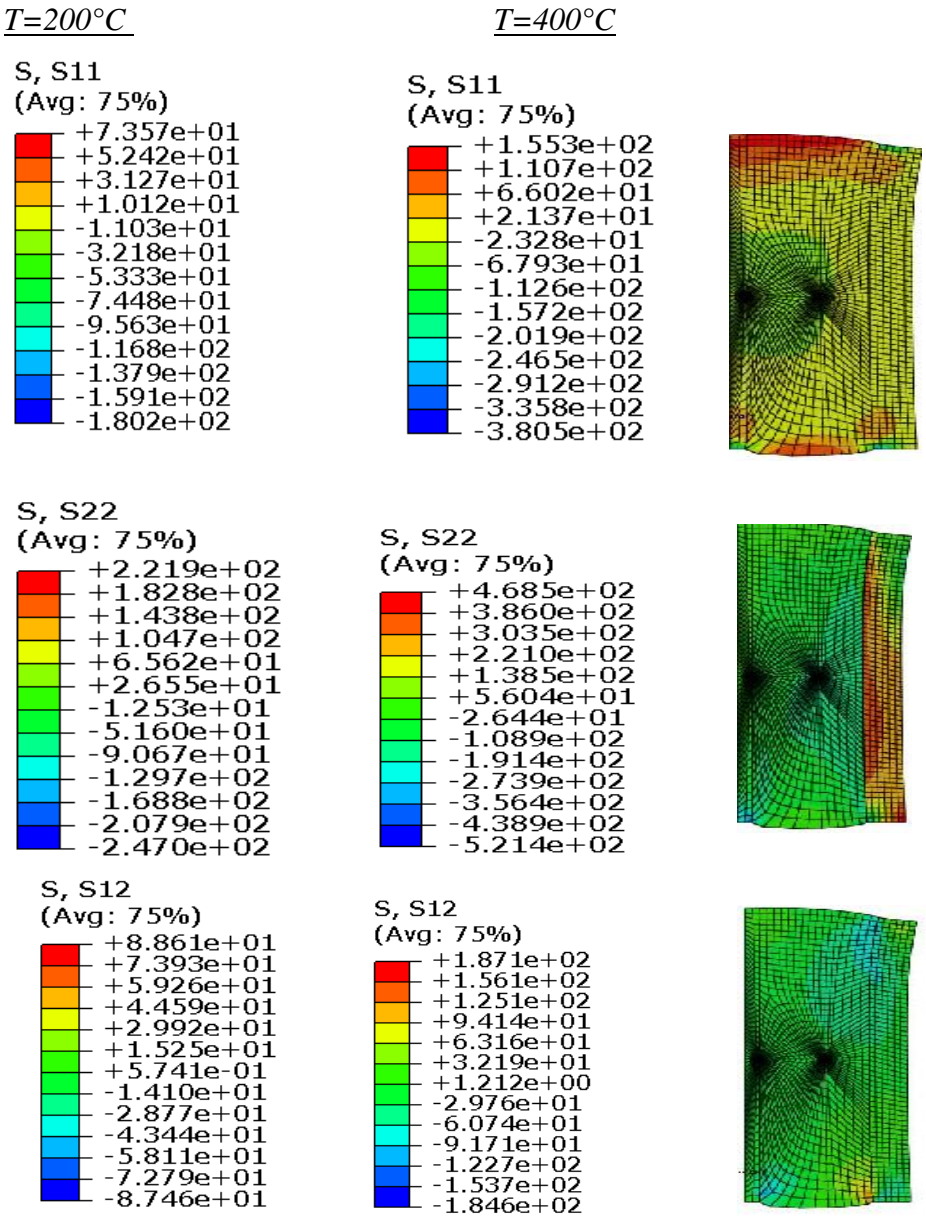


Fig.V.34 *: Répartition des contraintes résiduelles dans le composite (Pyrex/Alumine)*

Présence de deux fissures alignées dans la matrice.

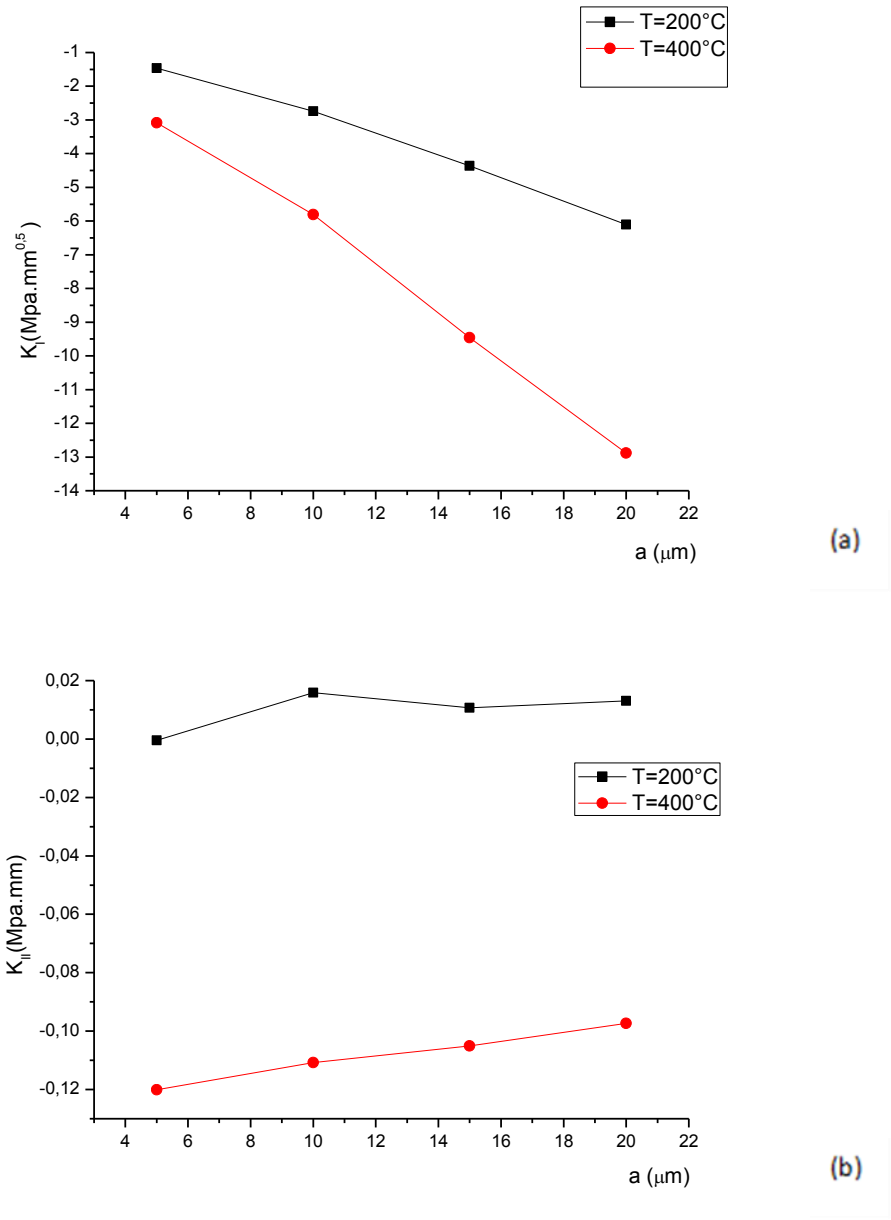


Fig.V.35: *variation des facteurs d'intensité de contrainte en mode* ***(I et II)*** *en fonction de la taille de la fissure pour différents gradients de température.*

La rupture du matériau composite intervient lorsque la charge supportée par les fibres atteint la contrainte à rupture des fibres. Cependant, la rupture de toutes les fibres ne se produit pas instantanément mais progressivement, dans un domaine de contraintes plus ou moins étendu, phénomène décrit par la statistique de Weibull. Ce phénomène résulte de la nature fragile des fibres dont les contraintes à rupture individuelles sont liées à la présence de défauts initiaux dont les tailles sont distribuées. L'évolution de la rupture du renfort devient instable et conduit à la rupture du composite. La rupture des fibres peut se produire au droit des fissures matricielles ou à l'intérieur des blocs de matrice entre deux fissures matricielles.

De nombreux auteurs ont établi l'influence de ces contraintes d'origine thermique sur le comportement à la rupture de matériaux composites [26.V], [27.V], [28.V]. Marshall et Evans [28.V] montrent que les contraintes de tension résiduelle dans la matrice augmentent la ténacité malgré le rôle apparemment négatif de ces tensions. Ces dernières peuvent être compensées par plusieurs mécanismes dont les contraintes de compression résiduelles dans le renfort qui peuvent conduire à une augmentation de l'ouverture de la fissure avant que le renfort se rompe. De même qu'une augmentation des contraintes de compression normales à l'interface peut conduire à des forces de friction plus importantes qui peuvent être bénéfiques dans le cas où l'extraction serait limitée par la longueur d'un renfort discontinu. Mais ces forces de friction, qui contribuent à l'augmentation de la résistance mécanique du composite et de la ténacité à l'amorçage, ne doivent pas être trop importantes. En effet, si tel était le cas, la fissure matricielle traversait les fibres, conduisant alors, à une rupture fragile du composite. Des études faites par certains auteurs. [29.V], [30.V], [31.V] ont par ailleurs mis en évidence l'effet d'une compression radiale sur la résistance au glissement des fibres.

Conclusion générale

Les résultats obtenus dans cette partie du travail montrent que :

- ♣ La croissance d'une fissure amorcée dans la matrice perpendiculairement à l'interface favorise très fortement son instabilité. La cinétique de croissance croît très rapidement lorsque la fissure tend vers l'interface. Ce comportement est d'autant plus important que le chargement appliqué est plus intense.
- ♣ Une fissure amorcée dans la matrice perpendiculairement à l'axe de traction se propage préférentiellement par ouverture (mode I). Les valeurs de facteur d'intensité de contraintes en mode d'ouverture K_I sont beaucoup plus élevées que celles du mode II de K_{II} . Le mode d'ouverture est plus significatif que celui de cisaillement.
- ♣ la présence d'une porosité localisée à l'interface matrice-fibre dans la direction de propagation d'une fissure, amorcée dans la matrice perpendiculairement à l'axe de traction uniaxiale, accélère sa cinétique de croissance. Cette accélération est définie en termes d'intensification du facteur d'intensité de contraintes. Une orientation de la fissure favorise son développement par ouverture de ses lèvres.
- ♣ la présence d'une fissure interfaciale, dans la direction de propagation de la fissure matricielle, favorise son instabilité par accroissement des facteurs d'intensité de contraintes en modes I et II. C'est l'interaction des champs de contraintes en têtes des deux fissures qui est responsable de cette instabilité. Une telle fissure se propage essentiellement par ouverture de ses lèvres.
- ♣ Les facteurs d'intensité de contraintes dépendent de la localisation de la fissure. Elle détermine le mode de rupture prédominant. Lorsque la fissure se développe à l'interface fibre/matrice, les valeurs de K_{II} sont beaucoup plus élevées que celles de K_I. Ces deux facteurs sont d'autant plus importants que le chargement appliqué est plus significatif.
- ♣ D'une fissure initiée au cœur de la matrice près de l'interface et orientée par rapport à cette interface résultent des facteurs d'intensité de contraintes moins significatifs que ceux obtenus à partir de la fissure localisée au bord de la matrice.
- ♣ Le mode de croissance d'une fissure initiée dans la matrice au voisinage proche de l'interface dépend de son orientation par rapport à la direction de traction.

- ♣ La distance séparant une porosité interfaciale d'une fissure interfaciale détermine le mode de rupture prédominant. Une tendance de ces deux défauts favorise le mode d'ouverture de cette fissure et un éloignement le mode de cisaillement.

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. A la lumière des résultats numériques obtenus, un certain nombre de directives peuvent être proposées en vue de conférer un VER fiable et convenable d'un matériau composite et avec des contraintes internes les plus faibles possibles. La modélisation montre un effet sur la genèse des contraintes internes qui se rapportent ainsi à :

- ♣ L'influence de la température d'élaboration a un effet de corrélation négative sur les contraintes internes.

Les résultats obtenus montrent clairement que le décollement entraîne une amplification du facteur d'intensité de contraintes et par conséquent l'augmentation de la cinétique de propagation de fissure.

Références Bibliographiques

[1.V] T.J. Downes, J.E. King, Compos. Part A – Appl. Sci. Manuf. 24 (3) (1993) 276–281.

[2.V] D.M. Knowles, J.E. King, Acta Metall. Mater. 39 (5) (1991) 793–806.

[3.V] J.J. Lewandowski, C. Liu, W.H. Hunt Jr, Mater. Sci. Eng. A107 (1989) 241–255.

[4.V] M.S. Bruzzi, P.E. McHugh, Int. J. Fatigue 26 (8) (2004) 795–804.

[5.V] D. Zhao, Eng. Fract. Mech. 47 (2) (1994) 303–308.

[6.V] Y. Flom, R.J. Arsenault, Acta Metall. 37 (9) (1989) 2413–2423.

[7.V] J.K. Shang, R.O. Ritchie, Acta Metall. 37 (8) (1989) 2267–2278.

[8.V] Z.Z. Chen, K. Tokaji, A. Minagi, J. Mater. Sci. 36 (20) (2001) 4893–4902.

[9.V] T.W. Clyne, P.J. Withers, An Introduction to Metal Matrix Composites, Cambridge University Press, 1993.

[10.V] J. Llorca, Prog. Mater. Sci. 47 (3) (2002) 283–353.

[11.V] A. Mortensen, A Review of the Fracture Toughness of Particle Reinforced Aluminum Alloys, in: J. Masounave, F.G. Hamel (Eds.), Fabrication of Particle Reinforced Metal Matrix Composites, ASM, International, 1990.

[12.V] E.E. Gdoutos, A. Giannakopoulou, D.A. Zacharopoulos, Int. J. Fract. 98 (1999) 279–291.

[13.V] Y.F. Liu, Y. Kagawa, Compos. Sci. Technol. 60 (2) (2000) 167–171.

[14.V] K. Aslantas_, S. Tas_getiren, Mater. Des. 43 (2002) 871–876.

[15.V] Z.H. Xia, P.W.M. Peters, H.J. Dudek, Compos. Part A – Appl. Sci. Manuf. 31 (10) (2000) 1031–1037.

[16.V] M.H. Dirikolu, A. Aktas, Compos. Struct. 50 (1) (2000) 99–102.

[17.V] C. Bjerken, C. Persson, Eng. Fract. Mech. 68 (2) (2001) 235–246.

[18.V] Y. Liu, N. Xu, Mech. Mater. 32 (2000) 769–783.

[19.V] ABAQUS, User's Manual, 6.5, Hibbit, Karlsson & Sorensen Inc.F.

[20.V] F. Bouafia, B. Boutabout, M.A. Mecirdi, Matér. Techn. 97 (2009) 339–345, http://dx.doi.org/10.1051/mattech/2009042. www.mattech-journal.org.

[21.V] S.K. Chan, I.S. Tuba, W.K. Wilson, Eng. Fract. Mech. 2 (1970) 1–17.

[22.V] C.L. Tan, Y.L. Gao, Eng. Fract. Mech. 36 (1990) 919–932.

[23.V] F. Erdogan, G.C. Sih, J. Basic Eng. 85 (1963) 519–527.

[24.V] K. Madani, M. Belhouari, B. Bachir Bouiadjra, B. Serier, M. Benguediab, Comput. Mater. Sci. 38 (2007) 625–630.

[25.V] B. Bachir Bouiadjra, M. Elmeguenni, M. Benguediab, M. Belhouari, M. Nait-Abdelaziz, Mater. Des. 30 (2009) 752–757.

[26.V] Hutchinson, J.W. and Jensen, H., Models of Fiber Debonding and Pull-Out in Brittle Composites with Friction. Mech. Mater., 1990. Vol. 9, p. 139-163.

[27.V] Benoit, M., Brenet, P., and Rouby, D., Interface effects in silicon carbide fibre reinforced glass-ceramics. In , proc. HTCMCI - Edited by : R. Naslain, J. Lamon & D. Doumeingts, 1993, p. 337

[28.V] Marshall, D.B. and Evans, A.G., The influence of residual stress on the toughness of reinforced brittle materials., Mat. Forum, 1988. Vol. 11 p. 304- 312.

[29.V] Mumm, D.R. and Faber, K.T., Interfacial Debonding and Sliding in Brittle-Matrix Composites Measured Using an Improved Fiber Pullout Technique. Acta Metall. Mater., 1995. Vol. 43, n°3, p. 1259-1270

[30.V] Honda, K. and Kagawa, Y., Analysis of Shear Stress Distribution in Pushout Process of Fiber- Reinforced Ceramics. Acta Metall. Mater., 1995. Vol. 43, n°4, p. 1477-1487.

[31.V] Tsuda, H., Enoki M., and Kishi T., Influence of Loading Rate and Processing Atmosphere on Poullout of SiC Fibers From Pyrex Glass. J. Am. Ceram. Soc., 1996. Vol. 79, n°5, p. 1319-1323

Conclusion Générale

Conclusion générale

Les résultats obtenus dans cette partie du travail montrent que :

- ♣ La croissance d'une fissure amorcée dans la matrice perpendiculairement à l'interface favorise très fortement son instabilité. La cinétique de croissance croît très rapidement lorsque la fissure tend vers l'interface. Ce comportement est d'autant plus important que le chargement appliqué est plus intense.
- ♣ Une fissure amorcée dans la matrice perpendiculairement à l'axe de traction se propage préférentiellement par ouverture (mode I). Les valeurs de facteur d'intensité de contraintes en mode d'ouverture K_I sont beaucoup plus élevées que celles du mode II de K_{II} . Le mode d'ouverture est plus significatif que celui de cisaillement.
- ♣ la présence d'une porosité localisée à l'interface matrice-fibre dans la direction de propagation d'une fissure, amorcée dans la matrice perpendiculairement à l'axe de traction uniaxiale, accélère sa cinétique de croissance. Cette accélération est définie en termes d'intensification du facteur d'intensité de contraintes. Une orientation de la fissure favorise son développement par ouverture de ses lèvres.
- ♣ la présence d'une fissure interfaciale, dans la direction de propagation de la fissure matricielle, favorise son instabilité par accroissement des facteurs d'intensité de contraintes en modes I et II. C'est l'interaction des champs de contraintes en têtes des deux fissures qui est responsable de cette instabilité. Une telle fissure se propage essentiellement par ouverture de ses lèvres.
- ♣ Les facteurs d'intensité de contraintes dépendent de la localisation de la fissure. Elle détermine le mode de rupture prédominant. Lorsque la fissure se développe à l'interface fibre/matrice, les valeurs de K_{II} sont beaucoup plus élevées que celles de K_I. Ces deux facteurs sont d'autant plus importants que le chargement appliqué est plus significatif.
- ♣ D' une fissure initiée au cœur de la matrice près de l'interface et orientée par rapport à cette interface résultent des facteurs d'intensité de contraintes moins significatifs que ceux obtenus à partir de la fissure localisée au bord de la matrice.
- ♣ Le mode de croissance d'une fissure initiée dans la matrice au voisinage proche de l'interface dépend de son orientation par rapport à la direction de traction.

- ♣ La distance séparant une porosité interfaciale d'une fissure interfaciale détermine le mode de rupture prédominant. Une tendance de ces deux défauts favorise le mode d'ouverture de cette fissure et un éloignement le mode de cisaillement.

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. A la lumière des résultats numériques obtenus, un certain nombre de directives peuvent être proposées en vue de conférer un verre fiable et convenable d'un matériau composite et avec des contraintes internes les plus faibles possibles. La modélisation montre un effet sur la genèse des contraintes internes qui se rapportent ainsi à :

- ♣ L'influence de la température d'élaboration a un effet de corrélation négative sur les contraintes internes.

Les résultats obtenus montrent clairement que le décollement entraîne une amplification du facteur d'intensité de contraintes et par conséquent l'augmentation de la cinétique de propagation de fissure.