

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE

Université DJILLALI LIABES de Sidi Bel Abbes
Faculté de TECHNOLOGIE
Laboratoire Mécanique Physique des Matériaux



THESE DE DOCTORAT

Pour l'obtention du Diplôme de Doctorat en Sciences

Spécialité : Génie Mécanique
Option : Mécanique des solides et des structures

Présentée par

Melle CHAHRAOUI Yamina

Analyse numérique par la méthode des éléments finis du comportement en rupture des matériaux composites

Soutenue le : 20 /02 /2021

Devant le jury composé de :

SALEM	Mokadem	MCA	Président	UDL-SBA
SERIER	Boualem	Pr	Directeur de thèse	UDL-SBA
MECHAB	Belaid	Pr	Examineur	UDL-SBA
AMINALLAH	Laid	Pr	Examineur	U- Mascara
MERDJI	Ali	Pr	Examineur	U- Mascara
DJEBLI	Abdelkader	MCA	Examineur	U- Mascara

Année Universitaire 2020/2021

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

Table de matière

المخلص.....	vi
ABSTRACT.....	vii
RESUME.....	viii
Introduction générale.....	9

Chapitre I: Elaboration de matériaux composites

Introduction.....	12
I .1 Définition	13
A- Les résines thermodurcissables	14
B - les résines thermoplastiques	14
C- Résine thermostable	14
D- Elastomère thermoplastique polymère fortement élastique.....	15
I .2 Constituants de base.....	16
I .2.1 Renforts	16
I .2.2 Matrices	19
I .3 Quelques types d'application de matériaux composites	22
I .4 Elaboration de matériaux composites.....	23
I .4.1 Cas des composites à matrices polymères	23
Références bibliographiques.....	31

Chapitre II: Comportement mécanique (Rupture des matériaux composites)

Introduction.....	34
II.1 Comportement Élastique d'un Matériau Composite Unidirectionnel	35
II.2 Composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale.....	36
II.3 .Composite unidirectionnel soumis à une traction transversale	38
II.4 .Endommagement des composites sous sollicitations quasi-statiques et dynamiques.....	39
Fissuration matricielle.....	40
Décohésion fibre-matrice	41
Rupture de fibres.....	42
Délaminage	43
II.5. Comportement et évolution de l'endommagement sous sollicitations mécaniques	44
II.5 .1 Traction quasi-statique	44
II.6. Endommagement de matériaux composites à matrice polymère	45
Références bibliographiques.....	47

**Chapitre III: Endommagement Des matériaux composites
(Présence des contraintes résiduelles)**

Introduction.....	50
III.1 Définition.....	51
III.2 Origine des contraintes résiduelles.....	52
III.3 Sources de contraintes résiduelles.....	52
III.4 L'apparition des contraintes internes.....	53
III.4.1 Au Niveau de fibre/matrice	53
III.4.2 Au Niveau du pli.....	54
III.4.3 Niveau du stratifié.....	54
III.5 Formation des contraintes résiduelles durant le cycle de cuisson.....	55
III.6 Les types de contraintes résiduelles.....	57
III.6.1 Microscopiques.....	58
III.6.2 Macroscopiques	58
III.7 Contraintes thermiques résiduelles.....	58
III.7.1 Contraintes radiales.....	59
III.7.2 Contraintes longitudinales.....	60
III.7.3 Contraintes circonférentielles	60
III.8 Influence des contraintes résiduelles.....	60
III.8.1 Influence sur les défauts dans les composites.....	60
III.8.2 Influence sur les propriétés mécaniques des composites stratifiés	62
III.9 Conclusion.....	64
Références bibliographiques.....	65

**Chapitre IV: Analyse bidimensionnelle du comportement
En rupture des matériaux composites**

Introduction.....	69
IV 1. Formulations théoriques	71
IV 2. Modélisation de l'élément finis.....	72
IV.3 Analyse des facteurs d'intensité de contrainte.....	74
IV.3.1 Cas d'une fissure interfaciale.....	74
IV.3.2 Angle de propagation de fissure.....	76
IV. 4 Résultats et discussions.....	76
IV 4.1 Effet de l'orientation de la fissure.....	77

IV.4.2 Effet de la nature et de la fraction volumique des fibres.....	82
Références bibliographiques.....	88

***Chapitre V: Analyse tridimensionnelle du comportement
En rupture des matériaux composites***

Introduction.....	91
V.1 Modélisation par éléments finis	93
V. 2 Résultats et discussion.....	95
V.2.1 Interaction contraintes-fronts de fissuration.....	95
V.2.1.1 Chargement mécanique.....	95
V.2.1.2 Chargement thermique.....	101
V.2.1.3 Chargement thermomecanique.....	107
V.2.2 Effet de la nature des fibres en pointe 1 et 1'	112
V.2.3 Effet de l'interdistance Fibre-fibre	117
V.2.4 Effet de l'orientation de la fissure sur son comportement en croissance.....	120
V.2.4.1 Propagation vers la fibre $\theta=90^\circ$	120
V.2.4.2 Propagation vers la fibre ($\theta=45^\circ$).....	128
Conclusion générale.....	136

يعتمد السلوك الميكانيكي للمركبات على قيود التشغيل وظروف الاستخدام البيئية. تتعرض بشكل عام لأحمال ميكانيكية معقدة. تتطلب قدرتهم على التحمل وعمرهم معرفة سلوكهم تحت هذه الضغوط. يتم عمل تقاطع الألياف مع المصفوفة بشكل عام عند درجات حرارة عالية. عندما يبرد هذا الوصل إلى درجة حرارة الغرفة ، تنشأ الضغوط الداخلية بسبب الاختلاف في معاملات التمدد الحراري بين المصفوفة والألياف. يحدد تراكم هذه القيود على تلك الخاصة بالتكليف موثوقية وأداء المركبات. إن الهدف من هذا العمل هو بالتالي دراسة ، ثنائي الأبعاد و ثلاثي الأبعاد باستخدام طريقة العناصر المحددة ، تأثير هذا التراكم على العمر من حيث تباين عوامل شدة التوتر في الأنماط (I, II و III) على رأس صدع بيني في البداية . من مصفوفة الايبوكسي عززت مع الألياف يتم تحليل هذا الاختلاف كدالة لتوجه الصدع ، وكثافة ضغوط التكليف ، ودرجة حرارة تحضير المركب ، وتراكم ضغوط الإجهاد الداخلي ، وطبيعة الألياف وجزء حجمه.

كلمات المفتاح: الضغوط المتبقية ، مصفوفة البوليمر المركبة ، الخواص الميكانيكية ، الصدع الموجه ، الأضرار ، عامل شدة الإجهاد.

ABSTRACT

The mechanical behavior of the composites depends on the stresses of commissioning and the environmental conditions of use. They are generally subjected to complex mechanical loads. Their endurance and their lifespan require knowledge of their behavior under such stresses. The fiber-matrix junction is generally made at high temperatures. When this junction cools down to room temperature, internal stresses arise due to the difference in the coefficients of thermal expansion between the matrix and the fibers. The superimposition of these stresses on those of commissioning determines the reliability and performance of the composites. The objective of this work is therefore to study, two-dimensionally and three-dimensionally by the finite element method, the effect of this superposition on the lifetime in terms of variation of the stress intensity factors in modes I, II and III at the head of an initially interfacial crack. Of an epoxy matrix reinforced with fibers. This variation is analyzed as a function of the orientation of the crack, of the intensity of the stresses of commissioning, of the temperature of preparation of the composite, of the superimposition of stress of commissioning-internal stresses, of the nature of the fibers and their volume fraction.

Keywords: Residual stresses, Polymer matrix composite, Mechanical properties, oriented crack, Damage, Stress intensity factor.

RESUME

Le comportement mécanique des composites dépend des contraintes de mise en service et des conditions d'utilisation environnementales. Ils sont généralement soumis à des chargements mécaniques complexes. Leur endurance et leur durée de vie nécessitent la connaissance de leur comportement sous de telles sollicitations. La jonction fibres-matrice se fait généralement à des températures élevées. Lors du refroidissement de cette jonction jusqu'à la température ambiante, des contraintes internes naissent du fait de l'écart des coefficients de dilatation thermique entre la matrice et les fibres. La superposition de ces contraintes à celles de mise en service détermine la fiabilité et la performance des composites. L'objectif de ce travail est donc d'étudier, bidimensionnellement et tridimensionnellement par la méthode des éléments finis, l'effet de cette superposition sur la durée de vie en termes de variation des facteurs d'intensité de contraintes en modes I, II et III en têtes d'une fissure initialement interfaciale. D'une matrice époxy renforcée par des fibres. Cette variation est analysée en fonction de l'orientation de la fissure, de l'intensité des contraintes de mise en service, de la température d'élaboration du composite, de la superposition contrainte de mise en service-contraintes internes, de la nature des fibres et de leur fraction volumique.

Mots-clés : Contraintes résiduelles, Composite à matrice polymère, Propriétés mécaniques, fissure, Endommagement, Facteur d'intensité des contraintes.

Introduction générale

La tenue en service des matériaux composites exige une maîtrise des mécanismes d'endommagement. Ces derniers résultent des contraintes mécaniques, thermiques ou de leur combinaison « thermomécaniques » et des conditions environnementales plus ou moins sévères plus particulièrement pour les composites à matrices polymères. Sous l'effet de telles sollicitations et à long termes, les caractéristiques physiques et mécaniques chutent considérablement. De ce fait, la prédiction de la durabilité des composites exige la mise en place de dispositifs expérimentaux et le développement de modèles numériques tridimensionnels permettant l'analyse et la compréhension des mécanismes responsables de la dégradation de ces matériaux. Les composites à matrices polymères sont surtout vulnérables non seulement aux contraintes de mises en service mais également aux milieux environnementaux. Ces composites sont largement utilisés dans les structures des aéronefs, de génie civil, des hydrocarbures et de l'électronique. Néanmoins, ces composites sont, avec le temps, sensibles à la défaillance macroscopique, phénomène résultant de l'endommagement microscopique (formation de fissure) par la dégradation des propriétés thermomécaniques.

Les difficultés relatives au dimensionnement des pièces en composites proviennent principalement du caractère anisotrope de leurs propriétés mécaniques. Le calcul des structures en matériaux composites demande donc une connaissance plus précise du comportement mécanique anisotrope de ces matériaux. Ainsi, l'une des questions faisant actuellement l'objet d'actives recherches dans ce domaine, concerne la détermination expérimentale et le calcul théorique des propriétés mécaniques effectives des composites, en relation avec la morphologie et les propriétés des phases qui les constituent. Les problèmes liés à la durabilité des matériaux composites demandent, quant à eux, une meilleure connaissance des processus d'endommagement.

Les techniques de mise en œuvre des composites déterminent entre autres la résistance de leur endommagement. Ainsi, au cours de leur élaboration à des températures relativement élevées (température de jonction fibre-matrice), des contraintes résiduelles naissent pendant le processus de refroidissement de ces températures à la température ambiante. Ces contraintes sont essentiellement dues à l'écart des coefficients de dilatation thermique entre la fibre et la

matrice. Un écart trop important fragilise l'adhésion entre ces deux constituants et par conséquent favorise l'amorçage et la propagation de microfissures de fatigue.

Ce travail rentre dans ce contexte et a pour objectif l'analyse numérique par la méthode des éléments finis du comportement en rupture des matériaux composites à matrice polymère pendant le processus de leur mise en service.

Notre travail se subdivise en **deux grandes parties** :

La première partie comporte trois chapitres d'étude bibliographique sur les matériaux composites :

**Premier chapitre* aborde, brièvement, une analyse bibliographique sur l'élaboration des matériaux composites. L'objectif de ce premier chapitre est d'apporter tout d'abord une connaissance des matériaux composites par une description de leurs constitutions, de leurs propriétés des matériaux utilisés dans notre simulation étant donné l'importante diversité de ces matériaux et puis les procédés de fabrication de ce type de matériaux.

**Deuxième chapitre* se penche sur une étude du comportement mécanique des matériaux composites conduit à la détérioration progressive qui mène à sa rupture macroscopique, et les différents mécanismes d'endommagement.

**Troisième chapitre* sera entièrement consacré à l'endommagement des matériaux composites ainsi qu'à la présence des contraintes résiduelles lors de l'élaboration de ces composites. De nombreuses études ont permis de connaître l'origine de ces contraintes résiduelles.

La deuxième partie contient deux chapitres s'articulant sur les principales démarches de la simulation ; les résultats, ainsi que l'analyse et la discussion.

**Quatrième chapitre* a pour objectif d'étudier, bidimensionnellement par la méthode des éléments finis, l'effet de la superposition des contraintes sur la durée de vie en termes de variation des facteurs d'intensité de contraintes en modes I et II en têtes d'une fissure initialement interfaciale. D'une matrice époxy renforcée par des fibres, cette variation est analysée en fonction de l'orientation de la fissure, de l'intensité des contraintes de mise en service, de la température d'élaboration du composite, de la superposition des contraintes de mise en service, des contraintes internes, de la nature des fibres et de leur fraction volumique.

**Cinquième chapitre* de cette partie est consacré à l'analyse tridimensionnelle par la méthode des éléments finis de la variation du facteur d'intensité de contrainte en modes I, II et III en pointes de fissure et orientée d'un angle Θ par rapport à l'interface. L'effet de la localisation des fronts de la fissure, de son orientation, de l'intensité des contraintes de mise

en service, simulées par un chargement mécanique, du niveau des contraintes résiduelles, définie par un chargement thermique et de la superposition de ces deux contraintes (chargement thermomécanique), de la nature de la fibre, de l'interdistance fibre-fibre et de l'écart des coefficients de dilatation thermique entre la matrice et les fibres, a été particulièrement étudié

Nous achèverons cette étude par une conclusion, tout en traçant des perspectives à venir.

Chapitre I

Elaboration de matériaux composites

Introduction

Les matériaux composites disposent d'avantages importants par rapport aux matériaux traditionnels. Ils possèdent de nombreux avantages fonctionnels: légèreté, résistance mécanique et chimique, maintenance réduite et liberté de forme. Ils permettent d'augmenter la durée de vie de certains équipements grâce à leurs propriétés mécaniques et chimiques. Ils offrent une meilleure isolation thermique ou phonique, et pour certains d'entre eux, une bonne isolation électrique.

Dans ce chapitre, nous abordons brièvement, une analyse bibliographique sur l'élaboration des matériaux composites. Notre objectif est d'apporter tout d'abord une connaissance des matériaux composites par une description de leurs constitutions, des propriétés des matériaux utilisés dans notre simulation étant donné l'importante diversité de ces matériaux et puis les procédés de fabrication de ce type de matériaux.

I.1 Définition :

Un matériau composite peut être défini comme l'assemblage de plusieurs matériaux de nature différente à l'échelle microstructurale. Les composites sont le plus souvent constitués d'une matrice dans laquelle on a dispersé de façon contrôlée des renforts (figure I.1). La matrice maintient les renforts et assure les transferts de charge, tandis que les renforts apportent principalement leurs caractéristiques mécaniques élevées (modules et limite d'élasticité, résistance mécanique...) [1]. Cette association a pour but d'obtenir un matériau dont les propriétés spécifiques (propriétés mécaniques rapportées à la masse volumique) sont supérieures 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 recherchés.

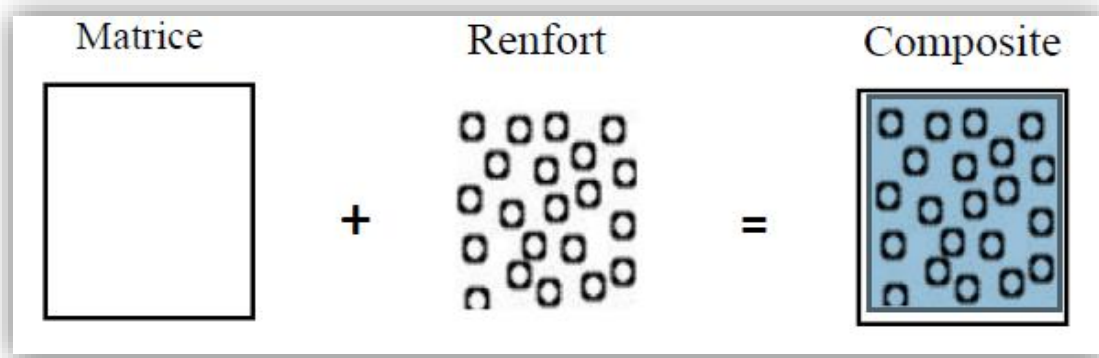


Figure I. 1 : représentation schématique d'un matériau composite [1].

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

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 coupés de quelques centimètres ou à fibres continues) ou tridimensionnel (tissus multidimensionnels) [1].

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

A- 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 : les polyesters insaturés (polyester condensé, vinylesters, etc...), les résines de condensation (phénoliques, aminoplastes, etc...) et les résines Époxydes [2].

B - 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...).

C- 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.

D- Elastomère thermoplastique polymère fortement élastique.

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 de formage mis au point (moulage, pultrusion, estampage...). Ces composites permettent un allègement 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 [3-6]. L'utilisation des **C.M.P.** reste limitée au domaine de températures inférieures à **200 °C** Pour des applications plus haute température.

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 [7]. 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 [8].

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 [9-10].

I.2 Constituants de base :

I.2.1 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, résistance mécanique) [1]. 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 près, 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.

On peut retrouver dans l'organigramme ci-dessous (figure I.2), les différentes familles de renforts :

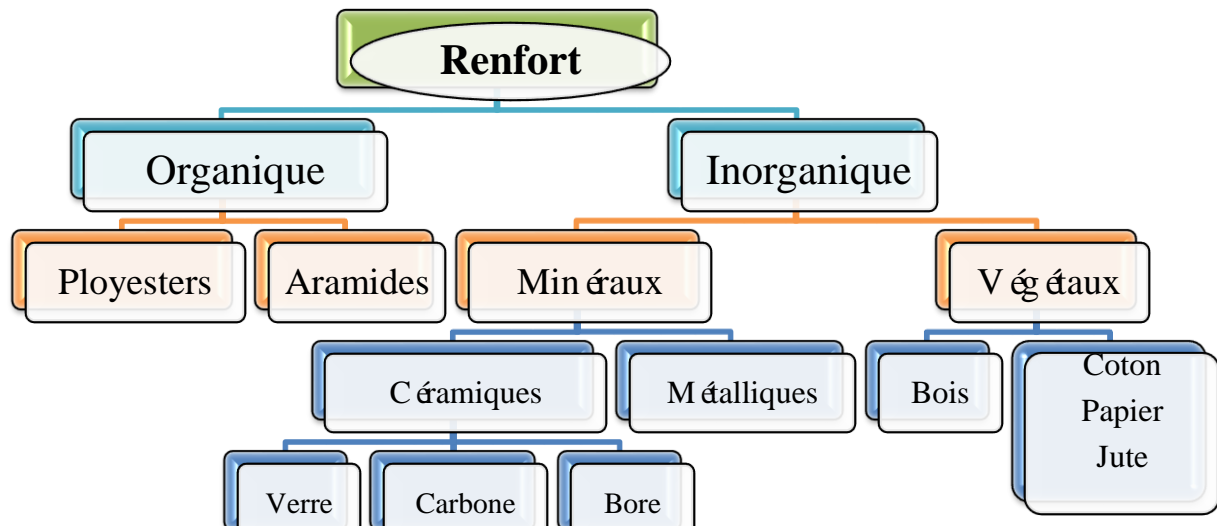


Figure I. 2 : Principaux matériaux de renfort [11]

I.2.1.1 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 [12]. Leur coût de production est très élevée qui limite donc leur utilisation.

I.2.1.2 Fibres en Carbone:

Ce type de renfort est obtenu par carbonisation des fibres polymères (rayonne, et plus particulièrement polyacrylonitriles), éventuellement tissées ou tressées au préalable [13]. L'utilisation des fibres de carbone s'est développée dans les matériaux composites utilisés comme matériaux à « hautes performances », destinés à des industries très exigeantes, en particulier l'aérospatial.

Les fibres de carbone continues sont disponibles sous diverses formes de mèches de 3000 à 24000 filaments, de fibres coupées, de rubans ou bien encore de tissus, qu'ils soient uni ou multidirectionnels. Elles présentent des caractéristiques spécifiques élevées comme leur haut module en traction. Elles ont également un coefficient de dilatation très faible, une conductivité thermique élevée. En revanche, certains inconvénients demeurent comme leur résistance limitée aux chocs, une faible résistance à l'abrasion. Les propriétés des fibres de Carbone utilisés sont regroupées dans le tableau I.1 ci-dessus.

Module de Young	E_f	180 à 230 GPa
Coefficient de poisson	ν_f	0.18
C.T.E	(α_f)	$0.05 \text{ E-}005 \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$
Température max d'utilisation	T_{max}	2000°C
Résistance a la traction	R_t	$2.2(\text{GPa})$

Tableau I. 1 : Propriétés mécaniques des fibres en carbone [13].

I .2.1.3 Fibres d'aramide (Kevlar) :

Ou de polypropylène, plus résistantes aux chocs et plus tenaces que le carbone, d'où leur utilisation, entre autres, dans les gilets pare-balles et autres protections balistiques ;

I .2.1.4 Fibres en verre :

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

Il existe différents types de verre : le verre E, C, D, R ou S, qui sont obtenus suivant une composition différente du mélange de préparation, par conséquent, leurs propriétés diffèrent également. Le tableau I.2 regroupe les différentes propriétés des fibres de verre.

Caractéristiques	Type E	Type D	Type C	Type R	Type S
Contrainte à la rupture (Mpa)	3500	2450	2800	4650	4650
Module d'Young (Gpa)	73,5	52,5	70	86,5	86,5
Allongement à la rupture (%)	4,5	4,5	4	5,3	5,3

Tableau I. 2 : Propriétés mécaniques des fibres de verre [14].

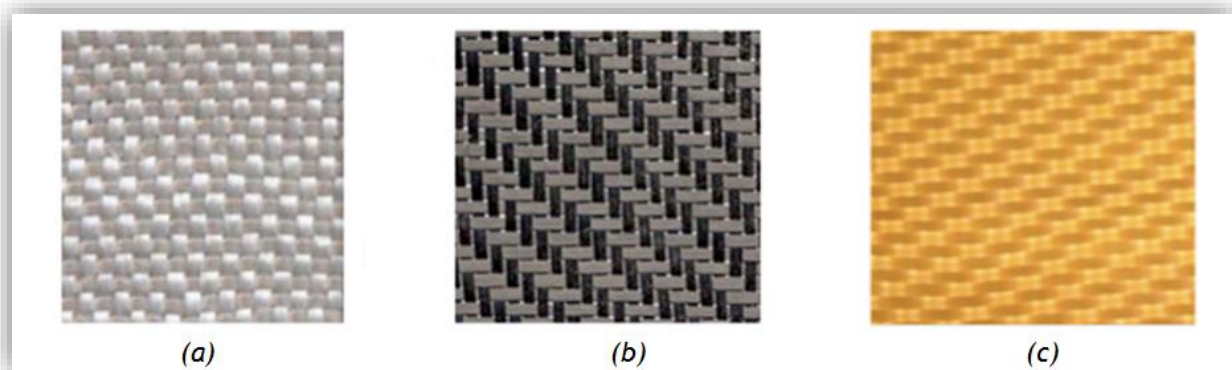


Figure I. 3 : Exemples de tissus de renforts utilisés pour les CMO haute performance : (a) verre, (b) carbone, (c) aramide (Kevlar) [15].

I.2.1.4.1 Fabrication des fibres de verre :

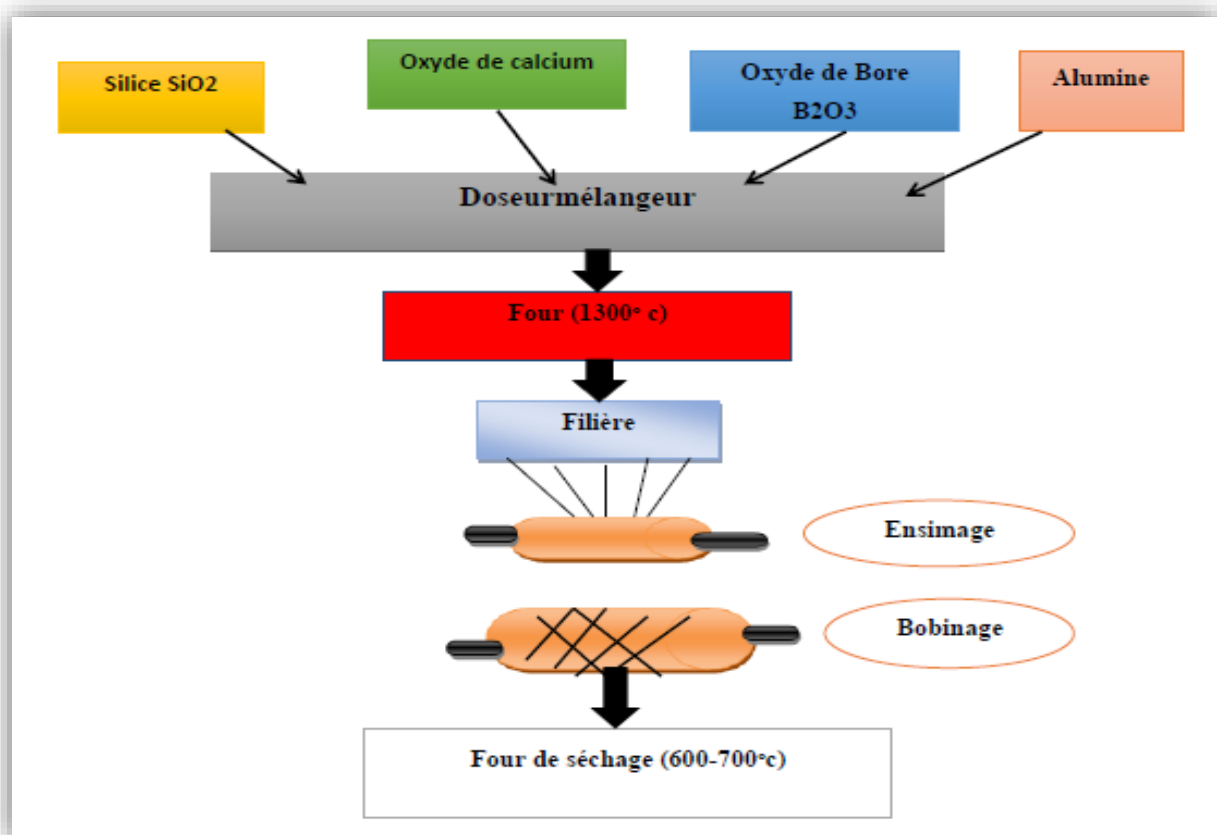


Figure I. 4 : Procédé d'étirage des fibres de verre [16].

I.2.2 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 milieu extérieur (chocs thermiques ou mécaniques) [17]. La matrice doit avoir une masse volumique faible afin de conserver au composite des caractéristiques mécaniques élevées.

Plusieurs classes de matériaux composites peuvent être cités en fonction de la nature de leur matrice. Les plus développés sont les CMP (92% du marché mondial), viennent ensuite les CMC (7%), et loin derrière les CMM (1%).

On peut retrouver dans l'organigramme ci-dessous, les différentes familles de matrices:

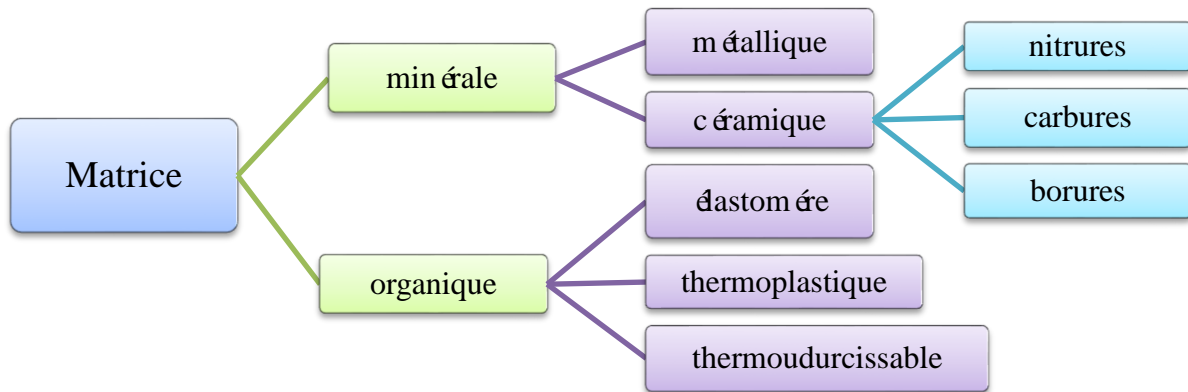


Figure I. 5 : Différentes familles de Matrice [11]

I.2.2.1 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 différenciées des fibres rompues aux fibres voisines.

Généralement, la matrice époxy appartient à la classe des polymères thermoudurcissables, 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 [18].

Les principales applications concernent les matériaux composites (matrice époxyde avec des renforts en fibre de verre ou de carbone) 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 [18].

I.2.2.2 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 [18]. Elle possède des propriétés mécaniques et thermomécaniques plus élevées 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-6. Les moyennes des résultats établissent le module d'Young et le coefficient de poisson moyens de la résine époxy R368-1:

- $E_0 = 3050 \pm 30 \text{ MPa}$. [18]
- $\nu = 0.35 \pm 0.02$. [18]
- $\alpha = 4E^{-005}$. [19]

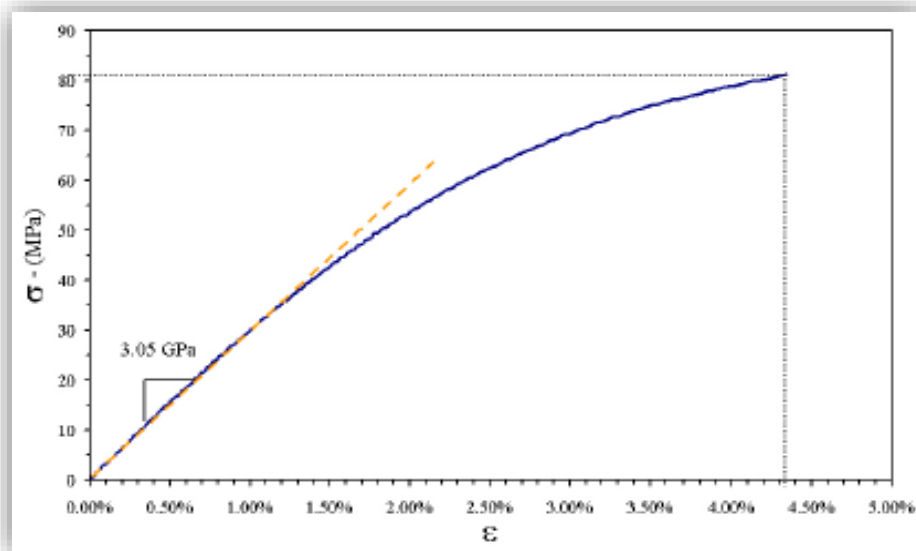


Figure I. 6 : Courbe de traction sur éprouvette de résine époxy R368-1 [18].

Nous rappelons que les matériaux composites analysés dans ce travail sont à matrices polymères (époxy).

I.3 Quelques types d'application de matériaux composites :



Figure I. 7 : turbo réacteur GE90 [20]



Figure I. 8 : Composites dans l'aéronautique civile (Boeing 787 «Dreamliner ») [20].



Figure I. 9 : Fibres de carbone [20].

I.4 Elaboration de matériaux composites:

Les techniques de fabrication jouent un rôle considérable dans les composites car chacune des opérations influe de manière irréversible sur le produit finale.

De nombreuses méthodes de fabrication ont été développées pour répondre aux besoins, et leurs choix dépendent surtout des caractéristiques mécaniques dérivées et de la géométrie du produit. On peut citer :

I.4.1 Cas des composites à matrices polymères :

Il existe différentes techniques de mise en forme des matériaux composites à matrices polymères mais la plus utilisée est la technique du moulage :

I.4.1.1 Technologies dites en moule ouvert

a) Moulage au contact

Procédé manuel pour la réalisation de pièces à partir de résines thermodurcissables, à température ambiante et sans pression (figure I-10). Les renforts sont déposés sur le moule et imprégnés de résine liquide, accélérée et catalysée. Après durcissement de la résine, la pièce est démoulée et étourée [21].

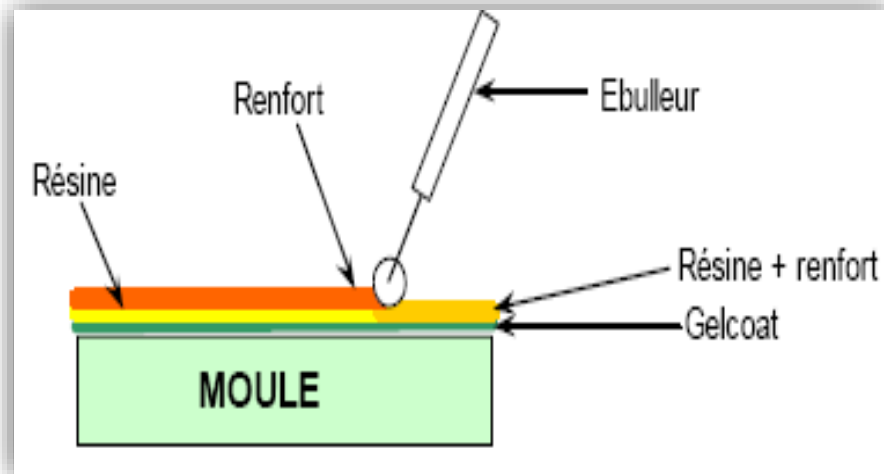


Figure I. 10 : Représentation schématique du technique de moulage au contact [21].

Cas d'utilisation

- Procédé pour petites séries : de 1 à 1000 pièces / an.
- Pièces de grandes à très grandes dimensions.
- Revêtement sur supports divers et in situ.

Domaines d'application

Nautisme ; Piscine ; Génie chimique ; Transport, carrosserie (petites séries) ; Bâtiment, travaux public (coffrage).

b) Moulage par projection simultanée

Procédé manuel ou robotisé permettant la réalisation des pièces à partir de résines thermodurcissables à température ambiante et sans pression. Les matières premières sont mises en œuvre à l'aide d'une machine dite "de projection" comprenant [22] (figure I.11) :

- Un dispositif de coupe - projection du renfort (roving).
- Un ou deux pistolets projetant simultanément la résine.

Les fils coupés et la résine sont projetés sur la surface du moule puis compactés et débullés à l'aide de rouleaux et d'ébulleurs. La résine préaccéléérée est catalysée en continu lors de sa projection.

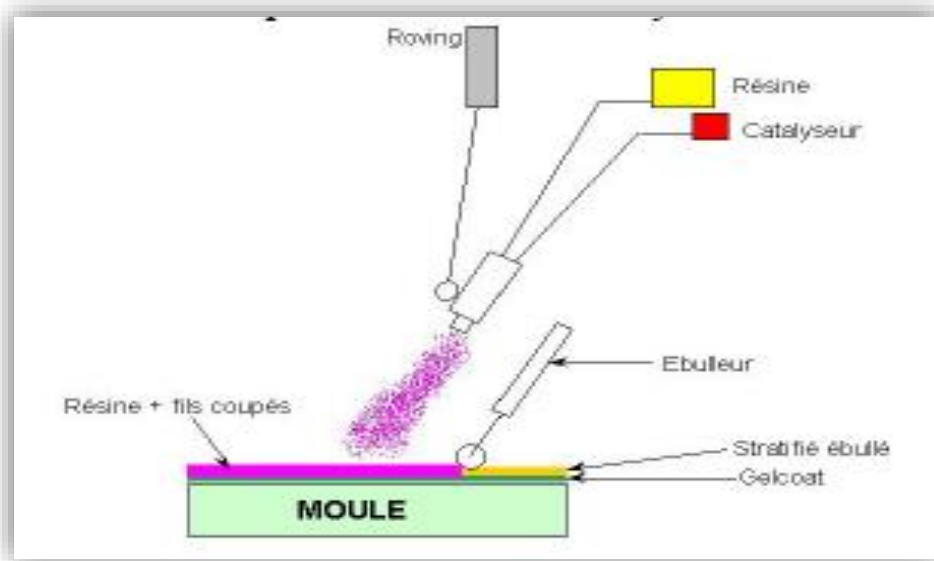


Figure I. 11 : Représentation schématique de la technique de moulage par projection [22].

I.4.1.2 Technologies dites en moule fermé

A - Moulage sous vide

Le moulage sous vide s'effectue entre moule et contre-moule rigide, semi-rigide ou souple suivant la technologie de mise en œuvre.

Le renfort (mat, tissu, préforme) est placé à l'intérieur du moule ; la résine catalysée est versée sur le renfort. On utilise la pression qui s'exerce sur le moule lors de la mise sous vide pour répartir la résine et imprégner le renfort [21].

La résine peut également être injectée par l'aspiration consécutive au vide.

Cas d'utilisation

- Production en petites séries de pièces nécessitant deux faces lisses.
- Amélioration des conditions de travail et d'hygiène (réduction des émanations de styrène).

B - Moulage par injection basse pression de résine - RTM

Le moulage par injection de résine liquide RTM (Résine Transfert Molding) s'effectue entre moule et contre-moule rigides. Le renfort (mats, préforme, éventuellement tissus) est disposé dans l'entrefer du moule. Une fois celui-ci solidement fermé, la résine, accélérée et catalysée,

est injecté sous faible pression (1.5 à 4 bars) à travers le renfort jusqu'au remplissage complet de l'empreinte [21]. Après durcissement de la résine, le moule est ouvert et la pièce démoulée comme la montre la figure I.12.

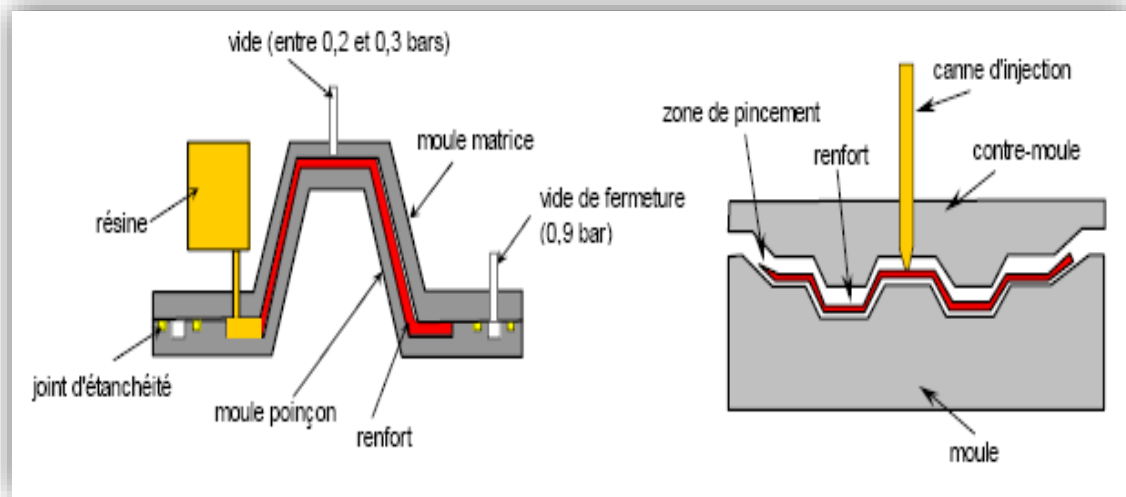


Figure I. 12 : Représentation schématique de la technique de moulage par injection [21].

C- Moulage à la presse à froid "voie humide" basse pression

Moulage se fait à l'aide d'une presse à compression entre moule et contre-moule rigides en composite, initialement sans apport thermique extérieur.

Moule ouvert, le renfort (mat) est posé sur la partie inférieure du moule et la résine, dotée d'un système catalytique très réactif, est versée en vrac sur le renfort.

La fermeture du moule sous pression (2 à 4 bars) entraîne la répartition de la résine dans l'empreinte et l'imprégnation du renfort. Le durcissement de la résine est accéléré progressivement par l'élévation de température du moule due à l'exothermie de la réaction, ce qui permet un démoulage rapide (figure I .13).

Les performances du procédé peuvent être considérablement améliorées par l'usage de moules métalloplastiques, voire métalliques, et d'un système de régulation thermique basse température [21].

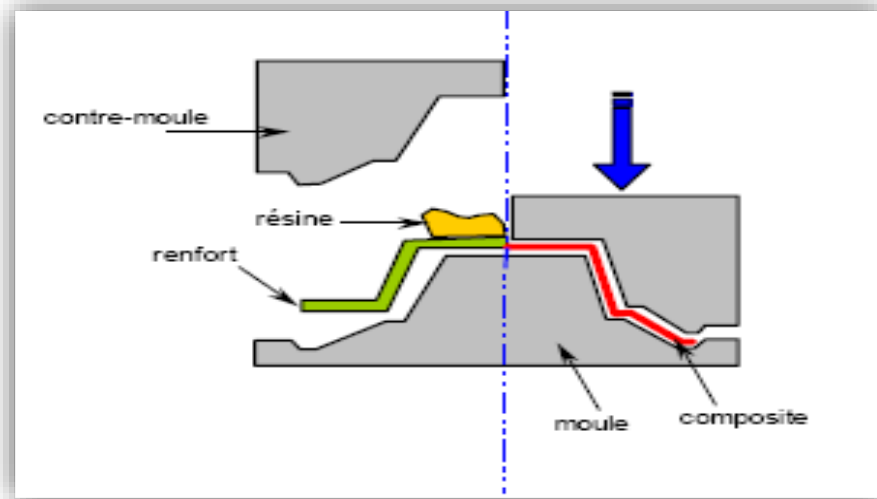


Figure I. 13 : Représentation schématique de la technique de moulage à la presse à froid [21].

D - L'infusion de résine sous membrane souple

Le principe repose sur le dépôt, dans un moule femelle, des renforts secs (tissus, âmes, etc) qui vont concevoir la pièce composite, et de créer un système étanche à l'air à l'aide d'une bâche à vide (figure I.14) [21]. L'infusion consiste ensuite à injecter de la résine, par dépression réalisée sur la pièce, sur les tissus déposés à sec.

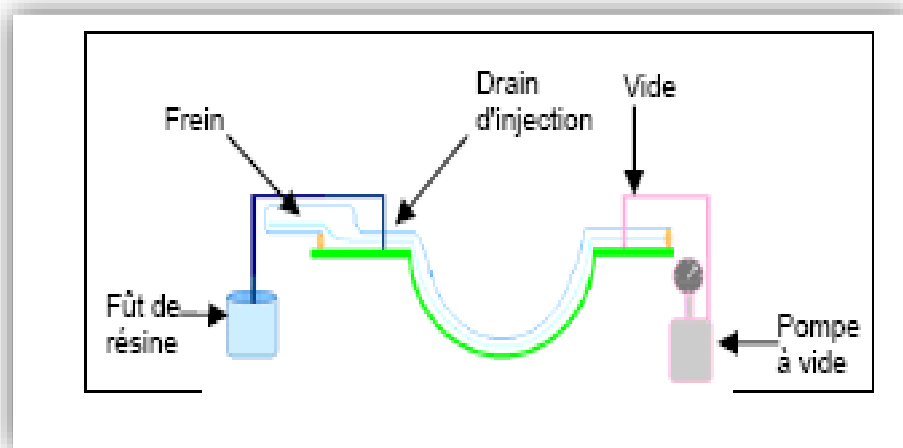


Figure I. 14 : Représentation schématique de la technique de moulage par infusion [21].

I.4.1.3 Les technologies pour grandes séries :

A - Moulage par injection de compound - BMC

Le compound B.M.C (Bulk Molding Compound ou préimprégné en vrac) préparé dans un malaxeur est une masse à mouler constituée de résine, de charges et d'adjuvants divers, renforcé par des fils de verre coupés [21].

Le compound est moulé à chaud (130 - 150 °C) par injection (principalement) entre moule et contre-moule en acier usiné. La pression (50 à 100 bars) de fermeture du moule entraîne le fluage de la matière préalablement dosée et le remplissage de l'empreinte. Le temps de durcissement très court permet un démoulage rapide.

B- Moulage par compression de mat préimprégné- SMC

Le mat préimprégné SMC (Sheet Molding Compound ou préimprégnés en feuilles), est constitué d'une nappe de fils coupés ou continus, imprégnée par un mélange de résine polyester, de charges et d'adjuvants spécifiques divers.

Découpé en flans de masse et dimensions déterminées, le mat préimprégné est moulé à chaud (140 à 160 °C) par compression entre un moule et un contre-moule en acier usiné (figure I.15). La pression (50 à 100 bars) entraîne le fluage de la matière et le remplissage de l'empreinte. Le temps de durcissement très court (en fonction de l'épaisseur) permet un démoulage rapide [21].

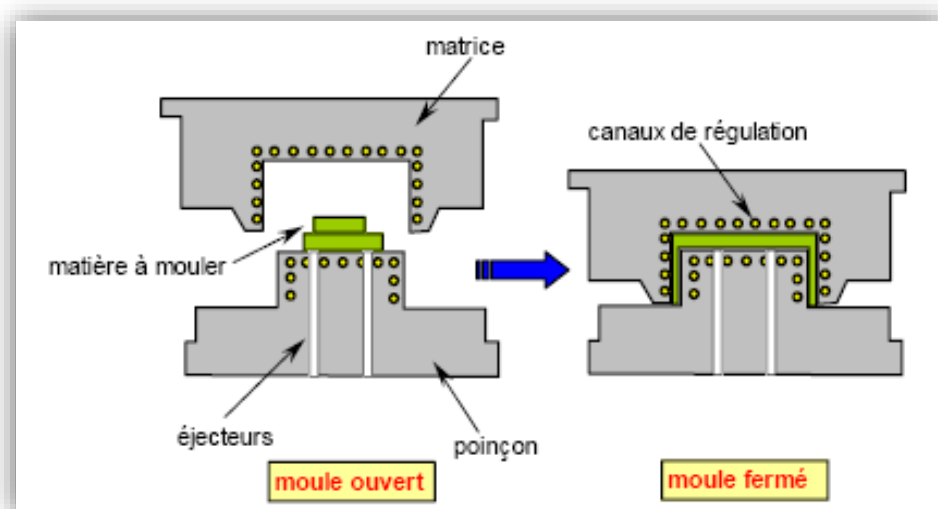


Figure I. 15 : Représentation schématique de la technique de moulage par compression [21].

C - Moulage par enroulement filamentaire (ou bobinage)

Ce procédé de moulage reste limité aux formes de révolution. Il était initialement, destiné à la réalisation d'enveloppes de révolution nécessitant de hautes performances mécaniques par enroulement progressif sur un mandrin, selon un angle déterminé de fils de verre imprégnés de résine (figure I-16) [21].

Par la suite, le procédé a été étendu à des structures moins performantes en associant aux rovings bobinés d'autres types de renfort (fils coupés, mat, tissu) appliqués de façon adaptée.

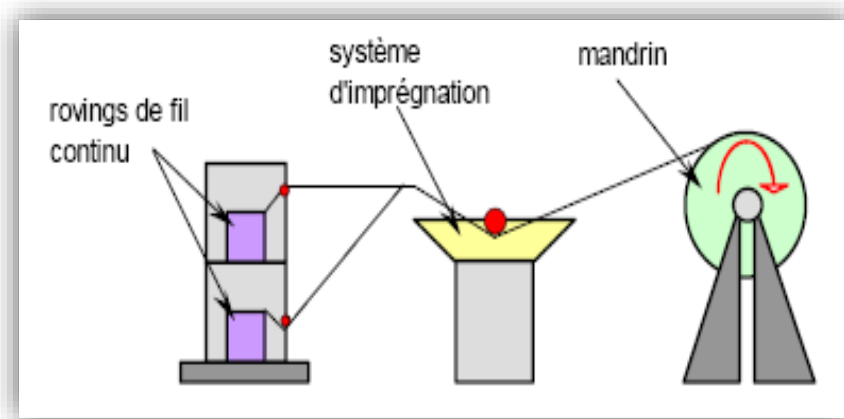


Figure I. 16 : Représentation schématique de la technique de moulage par enroulement [21].

D - Moulage par centrifugation

Procédé de moulage est limité aux enveloppes cylindriques. À l'intérieur d'un moule cylindrique en rotation à basse vitesse, on dépose des fils coupés à partir de roving (ou du mat), de la résine catalysée et accélérée et éventuellement des charges granulaires (figure I. 17) [21]. Puis, on augmente la vitesse de rotation du moule pour densifier et débuller la matière. Après durcissement de la résine, éventuellement accélérée par un apport thermique, on peut extraire très facilement la pièce du moule.

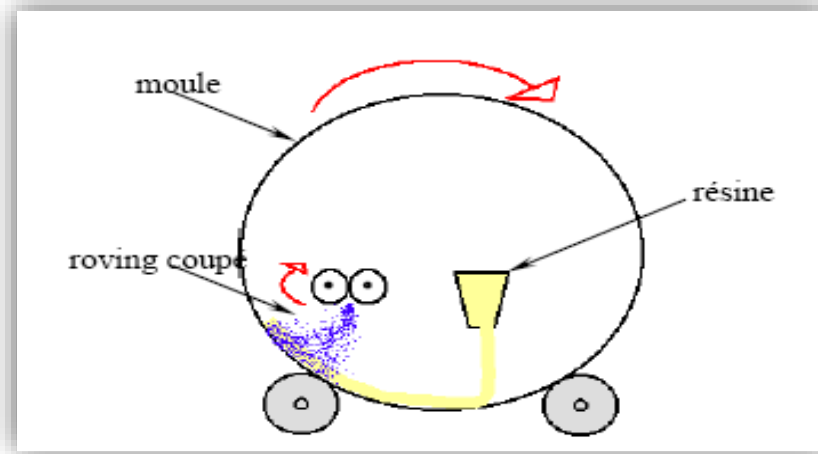


Figure I. 17 : Représentation schématique de la technique de moulage par centrifugation [21].

E - Moulage par pultrusion

Ce procédé est utilisé pour les matériaux composites à hautes performances industrielles [22]. Il est destiné à la réalisation en continu de profilés de sections constantes.

Des renforts continus, rovings divers, mats et tissus en bandes de largeurs appropriées, tirés par un banc de traction situé en fin de ligne de production, sont successivement prédisposés de façon précise, imprégnés de résine et mis à la forme désirée par passage à travers une filière chauffée dans laquelle s'effectue le durcissement de la résine [21].

F - Moulage par injection de résine réactive renforcée fibres broyées (R.R.I.M.)

Il s'agit principalement du moulage de polyuréthanes rigides. Le renfort, fibre de verre broyée, est incorporé dans le polyol, à raison de 10-20 % pondéral (sur le produit final). Le processus de moulage reste le même que pour les PU non renforcés : alimentation dosée sous pression de chacun des deux composants (polyol et isocyanate), mélange, injection dans un moule fermé réaction, durcissement, démoulage [21].

G - Moulage par injection de résine réactive renforcée fibres longues (S.R.I.M.)

Il s'agit d'un moulage entre moule et contre-moule. Le renfort sous forme de mats ou de tissus (20 à 60 % pondéral) est disposé préalablement dans le moule chauffé (100 - 150 °C). Le système de résine à deux composants très réactifs est injecté sous pression (20 - 30 bars). Après durcissement (1 à 3 min), la pièce peut être démoulée [21].

Références bibliographiques

- [1] [GAY, 1991] D. Matériaux composites. 3^{ième} édition. Paris: Hermès, 1991. 569 p. Hhl.D. An introduction to composite materials: combridge university press.
- [2] BERTHELOT, J. M. Matériaux composites comportement mécanique et analyse des structures. Paris, Masson, 1992, 615 p.
- [3] CHATEAUMINOIS, A. Comportement viscoélastique et tenue en fatigue statique de composites verre/époxy. Influence du vieillissement hygrothermique. Thèse de doctorat : Université Lyon I, 1991. 208p.
- [4] [CHAT, 1993] CHATEAUMINOIS, A., CHABERT, B., SOULIER J.P. and VINCENT, L. Hygrothermal ageing effects on the static fatigue of glass/epoxy composites. Composites, 1993, Vol. 24, N°7, p. 547-555.
- [5] CHATEAUMINOIS, A., CHABERT, B., SOULIER J.P. and VINCENT, L. Study of the interfacial degradation of a glass-epoxy composite during hygrothermal ageing using water diffusion measurements and dynamic mechanical thermal analysis. Polymer, 1994, Vol. 35, N°22, p. 4766-4774.
- [6] CHATEAUMINOIS, A. and VINCENT, L. Hygrothermal ageing effects on the static fatigue behaviour of a glass epoxy composite : damage mechanisms mapping. Revue de l'Institut Français du Pétrole, 1995, Vol.50, N° 1, p. 97-104.
- [7] CLYNE, T.W. and WITHERS, P.J. An introduction to metal matrix composites. Cambridge : Cambridge University Press, 1993. 509 p.
- [8] Mittnick. M.A, Bhagat. R.B, Clauer. A.H, Kumar. P and Ritter A.M. "Continuous SiC Fiber reinforced metals : Metal and Ceramic Matrix Composites!: Processing, Modeling and Mechanical Behavior ". The Minerals Metals and Materials Society, 1990, pp 605-616.

- [9] DALMAZ, A. Etude du comportement en fatigue cyclique à hautes températures du composite tissé fibres de carbone/matrice carbure de silicium 2,5D C/SiC. Thèse de doctorat : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1997. 196 p.
- [10] DALMAZ, A., DUCRET, D., EL GUERJOUA, R., REYNAUD, P., FRANCIOSI, P., ROUBY, D., FANTOZZI, G. and BABOUX, J.C. Elastic moduli of a 2.5D CF/SiC composite : experimental and theoretical estimates. Composites Science and Technology, 2000, Vol. 60, n°6, p. 913- 925.
- [11] Laurent Gornet : généralités sur les matériaux composites page 2.
- [12] Cherouali.H, Reynaud. P, Rouby. D, Cardinal. S, R'Mili. M & Merle. P, " Elaboration de Composites Monofilamentaires à Matrice Céramique et à Matrice Méallique" , numéro hors-serie de la Revue des Composites et des Matériaux Avancé, Vol. 7, p. 13-30, novembre 1997.
- [13] Smith. P.R and Froes. F.H "Developments in titanium metal matrix composites". Journal of Metals, 1984, vol. 36, mars, pp 19-26.
- [14] CARMA «Glossaire des matériaux composites » Actualisation octobre 2006].
- [15] <http://www.sur-stock-usine.fr/carbone.php>.
- [16] Jean Marie. Berthelot, Matériaux composites «comportement mécanique et analyse des Structures », édition TEC et DOC, 1999.
- [17] CHEVALIER, Y. Comportement élastique et viscoélastique des composites. In :Techniques de l'Ingénieur, traité Plastiques et composites, vol. A7. Paris Techniques de l'ingénieur, 1990.
- [18] Blassiau .S Modélisation Des Phénomènes Microstructuraux AU Sein D'un Composite Unidirectionnel Carbone/Epoxy Et Prediction De Durée De Vie : Control Et Qualification De Réservoirs Bobines. P.M. Fourt de l'Ecole des Mines de Paris, 2005.

[19] Bahlouli N. " Cours Matériaux Composites" . DESS Mécanique avancée et Stratégie industrielle, 2000.

[20] ECP option MAE 14/01/2015.

[21] Vancheeswaran. R and Wadley. H.N.G. " Model-based optimization of consolidation processing ". Materials Science and Engineering, A244, 58-66, 1998.

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

Chapitre II

Comportement mécanique (Rupture des matériaux composites)

Introduction

L'étude du comportement mécanique d'un matériau conduit souvent à prendre en compte la détérioration progressive qui mène à sa rupture macroscopique. Cet endommagement peut trouver son origine dans le développement de défauts, présents dès l'étape d'élaboration ou induits par des sollicitations diverses lors de son utilisation. L'évolution du comportement mécanique d'un matériau, depuis son état initial jusqu'à sa rupture, est décrite par la théorie de l'endommagement [1].

Toutefois, l'utilisation des matériaux composites étant récente et malgré l'effort de recherche entrepris, leur tenue à long terme soulève de nombreuses questions tant fondamentales que technologiques. En effet, à cause des hétérogénéités et de leur anisotropie, la nature des endommagements ainsi que les mécanismes à l'origine de leur apparition et de leur progression sont très différents des mécanismes rencontrés dans les matériaux plus conventionnels. Ainsi, suivant l'échelle considérée, les endommagements tels que la rupture du renfort, la fissuration matricielle ou encore le délaminage peuvent être à l'origine de la ruine prématurée d'une structure [2].

II.1 Comportement Élastique d'un Matériau Composite Unidirectionnel :

Concept d'homogénéisation :

À une échelle suffisamment fine, tous les matériaux sont hétérogènes, même les matériaux dits homogènes. Pour s'en convaincre, il suffit de partir de l'échelle des atomes et des molécules. Si les matériaux usuels de l'ingénieur devaient être caractérisés à cette échelle d'observation, la tâche serait insurmontable. Pour contourner cette difficulté, l'ingénieur introduit l'hypothèse de continuité de la matière. Cette hypothèse implique un concept de moyenne statistique, dans lequel la constitution réelle du matériau est idéalisée en considérant le matériau comme étant continu. Une fois le modèle de continuité admis, le concept d'homogénéité s'en déduit. Un milieu homogène est alors caractérisé par des propriétés identiques en chaque point [3].

Au niveau de l'ingénieur, le caractère d'hétérogénéité intervient chaque fois que les propriétés physiques ou mécaniques du matériau sont des fonctions du point. Les variations des propriétés peuvent être de deux types : soit continues, soit discontinues comme dans le cas des matériaux composites. Dans ce cas, les propriétés ponctuelles du matériau varient d'une manière discontinue aux interfaces de passage entre les diverses phases. Chaque phase est supposée être homogène et isotrope.

Dans le cas d'une phase 1 dispersée dans une phase 2 (figure II.1), il existe généralement une dimension caractéristique de l'hétérogénéité. Par exemple, dans le cas d'un matériau composite à fibres, cette dimension sera la distance moyenne entre les fibres. Cette dimension est en fait une description idéalisée d'une répartition statistique au sein du matériau hétérogène réel. D'autre part, il existe généralement une échelle de dimension δ à laquelle les propriétés du matériau peuvent être moyennées avec une bonne approximation. Ceci signifie que, dans ce cas, les propriétés mesurées sur un échantillon de dimension δ sont indépendantes de l'endroit ("du point") du matériau où a été prélevé l'échantillon. Dans le cadre d'un tel concept, le matériau peut alors être considéré comme étant effectivement homogène, et les problèmes de calculs des structures peuvent être résolus en considérant les propriétés moyennes mesurées à l'échelle δ . Dans le cas où il existe une telle échelle (intermédiaire entre l'échelle microscopique, celle des constituants, et l'échelle de la structure), on dit que l'on peut homogénéiser le matériau. On parle alors d'homogénéité macroscopique (par opposition à l'échelle des constituants dite microscopique), ou d'homogénéité statistique. Le concept de rendre "homogène" un matériau "hétérogène" est appelé le concept d'homogénéisation [3].

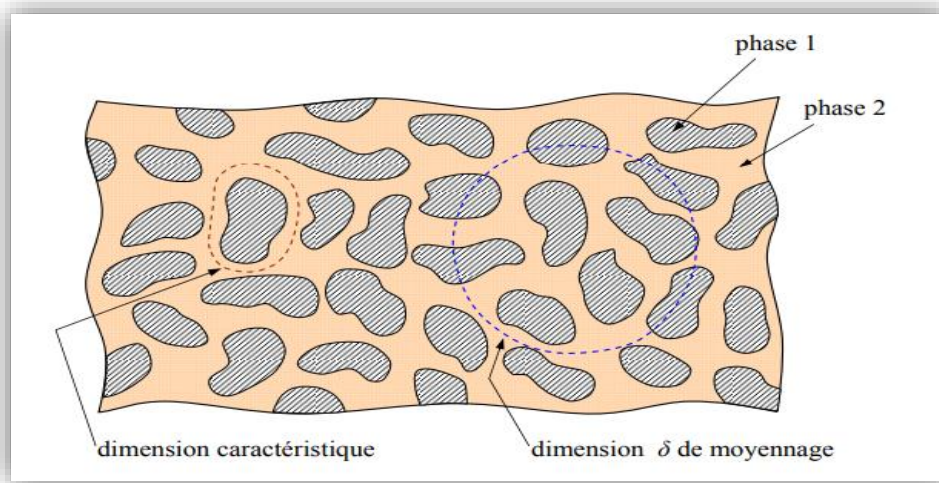


Figure II.1 : Homogénéisation d'un matériau hétérogène [3].

II.2 Composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale :

Dans le cas d'un composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale, l'initiation de la rupture se produit généralement soit par rupture des fibres lorsque la déformation à la rupture des fibres est plus faible que celle de la matrice ($\sigma_{fu} < \sigma_{mu}$), soit par rupture transverse de la matrice dans le cas contraire.

Dans le cas ($\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$), les courbes contrainte-déformations sont représentés sur la figure II.2.

En admettant l'égalité des déformations dans la fibre et dans la matrice, la relation de contrainte à la rupture du composite σ_{cu} s'écrit au moment de la rupture [4] :

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} \cdot V_f + (\sigma_m) \epsilon_{fu} (1 - V_f) \tag{II. 1}$$

Où σ_{fu} la contrainte à la rupture des fibres et $(\sigma_m) \epsilon_{fu}$ la contrainte dans la matrice pour une déformation égale à la déformation ϵ_{fu} à la rupture des fibres.

La contrainte $(\sigma_m) \epsilon_{fu}$ est inférieure à la contrainte à la rupture σ_{mu} de la matrice, d'où:

$$\sigma_{cu} \leq \sigma_{fu} \cdot V_f + \sigma_{mu} \cdot (1 - V_f) \tag{II. 2}$$

Généralement, l'expression retenue pour la contrainte à la rupture du composite est la loi des mélanges:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} \cdot V_f + \sigma_{mu} \cdot (1 - V_f) \quad (II.3)$$

Avec pour les fractions usuelles de fibres:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} \cdot V_f \quad (II.4)$$

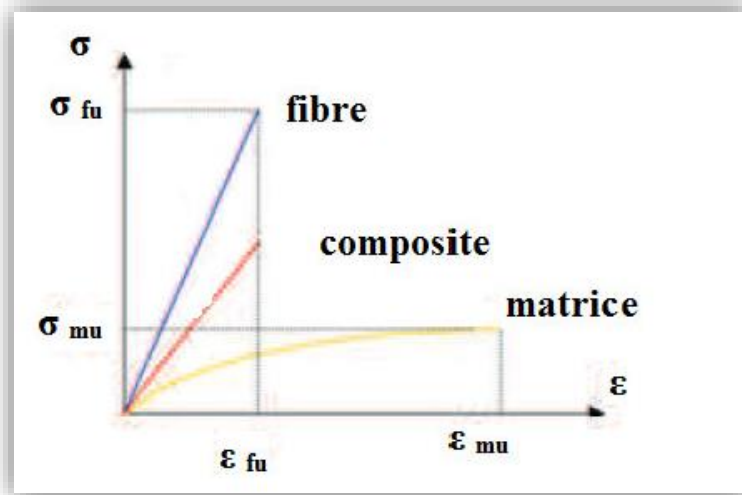


Figure II. 2: courbe contrainte/déformation d'un composite soumis à une traction longitudinale ($\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$) [4].

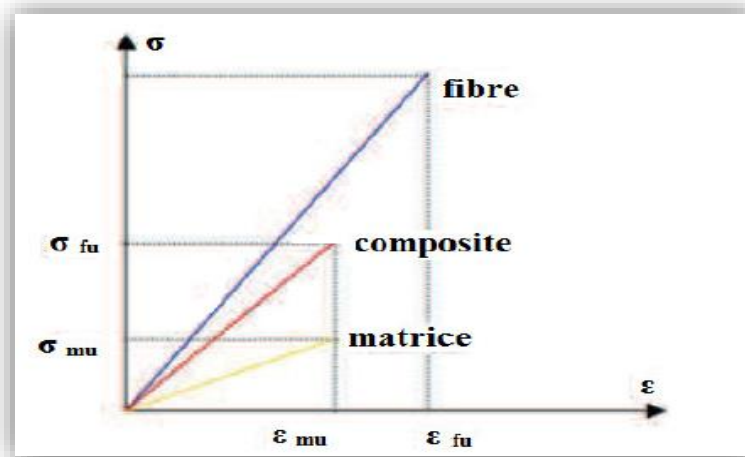


Figure II. 3: courbe contrainte/déformation d'un composite soumis à une traction longitudinale ($\epsilon_{fu} > \epsilon_{mu}$) [4].

Dans le cas où la déformation à la rupture de la matrice est inférieure à celle des fibres (figure II.3), la contrainte à la rupture est donnée par l'expression :

$$\sigma_{cu} = \sigma_f \cdot \varepsilon_{mu} \cdot V_f + (\sigma_{mu})(1 - V_f) \quad (\text{II. 5})$$

Où $\sigma_f \cdot \varepsilon_{mu}$ est la contrainte dans la fibre au moment de la rupture de la matrice.

La valeur est alors bien inférieure à celle donnée par l'expression (2. 1). La matrice ne permet pas dans ce cas de bénéficier totalement du renfort des fibres.

Les caractéristiques mécaniques des fibres usuelles sont:

- pour les fibres de carbone:

$$E_f = 231 \text{ GPa} \quad \sigma_{fu} = 3000 \text{ à } 4000 \text{ MPa} \quad \text{soit} \quad \varepsilon_{fu} = 1.4 \text{ à } 1.8 \%$$

-pour les fibres de Graphite -E :

$$E_f = 4.025 \text{ à } 4.41 \text{ GPa} \quad \sigma_{fu} \approx 50 \text{ à } 90 \text{ MPa} \quad \text{soit} \quad \varepsilon_{fu} = 0 \text{ à } 3 \%$$

-L'allongement à la rupture des résines usuelles est:

$$\text{Pour les résines époxydes:} \quad \varepsilon_{mu} = 2 \text{ à } 5 \%$$

II.3 .Composite unidirectionnel soumis à une traction transversale :

Dans le cas d'un composite unidirectionnel soumis à une traction transversale, la rupture se produit soit par rupture de la matrice, soit par décohésion de l'interface fibre matrice. La rupture de la matrice se produit lorsque la contrainte en traction σ_m dans la matrice atteint la contrainte à la rupture σ_{mu} de la matrice (figure II.4).

Ce processus intervient lorsque la contrainte à la rupture de la matrice est inférieure à la contrainte de décohésion σ_d en traction de l'interface fibre-matrice.

Dans le cas contraire ($\sigma_{mu} < \sigma_d$), la rupture du composite se produit par rupture de l'interface fibre- matrice [4].

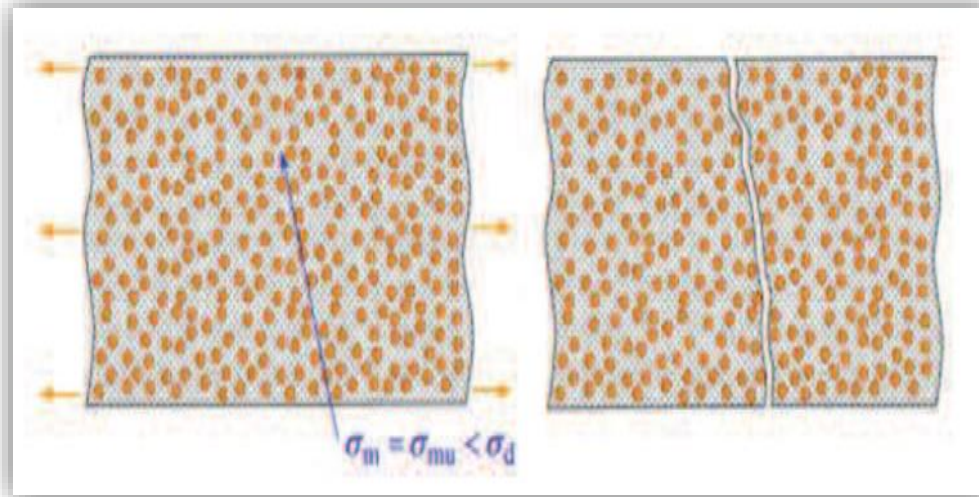


Figure II. 4 : Rupture d'un composite unidirectionnel soumis à une traction transversale [4].

II.4 .Endommagement des composites sous sollicitations quasi-statiques et dynamiques :

Dans le milieu aéronautique, deux catégories d'endommagement peuvent apparaître : les défauts créés lors de la fabrication du matériau et les endommagements provenant du chargement et de la sollicitation de la structure. Lors de cette étude, nous nous intéressons qu'à l'étude de l'endommagement sous sollicitations mécaniques.

En raison de la nature hétérogène de la structure des matériaux composites, les propriétés macroscopiques des composites stratifiés sont naturellement anisotropes [5]. Que ce soit lors de chargements mécaniques quasi-statiques ou lors de chargements en fatigue, les matériaux composites subissent divers types d'endommagements. Ces mécanismes d'endommagement typiques des stratifiés tels que la fissuration matricielle, la décohésion fibres-matrice, le délaminage et la rupture de fibres ont été largement étudiés dans la littérature, notamment par [6-8] (figure II.5).

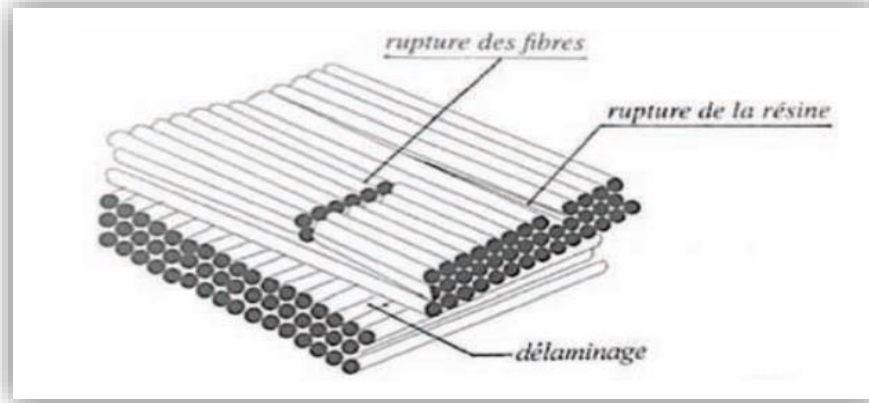


Figure II. 5 : Exemple de types d'endommagement d'un stratifié [9]

1- Fissuration matricielle

La fissuration matricielle est l'apparition de microfissures dans les zones où l'hétérogénéité du milieu est importante ou en présence d'inclusions. Ces inclusions ont tendance à créer des zones de concentration de contraintes depuis lesquelles la matrice va commencer à se fissurer. Suivant la direction de la sollicitation, elles peuvent se propager dans le sens transversal ou longitudinal des fibres [10,11]. Les fissures dans le sens transversal traversent les plis ayant les fibres les plus désorientées par rapport à l'axe de sollicitation [12] (figure II.6). Quant aux fissures longitudinales, elles sont perpendiculaires à la surface inter-plis et traversent l'épaisseur des plis orientés dans l'axe de sollicitation par exemple dans le cas de cisaillement [13].

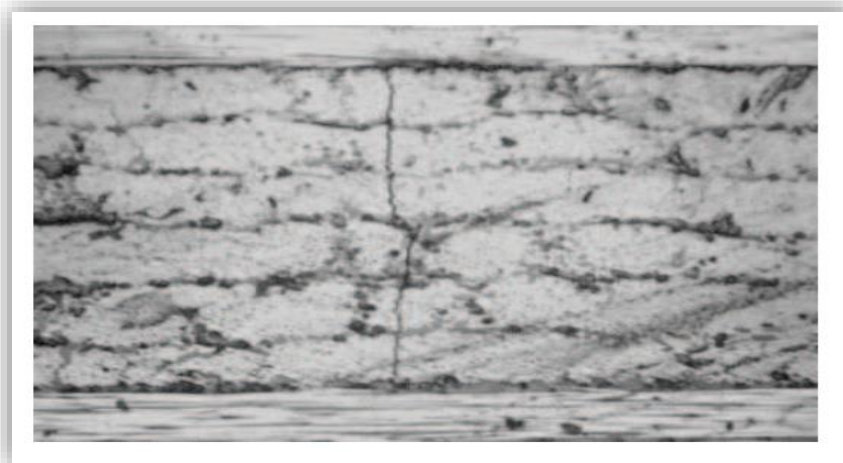


Figure II. 6 : Exemple de fissuration transverse de la matrice d'un stratifié carbone/époxyde [13]

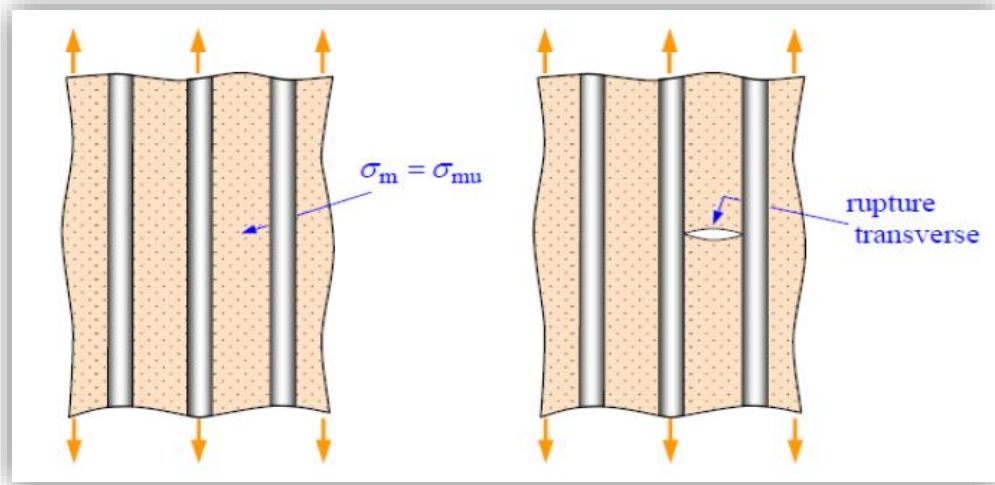


Figure II. 7 : Rupture transverse de la matrice [3]

2- Décohésion fibre-matrice :

La décohésion fibre-matrice se produit dans la zone de transfert des charges entre le renfort et la matrice et dépend de la résistance relative de chaque composant [14]. Suite à l'apparition de microfissures dans la matrice, elles vont se propager et arriver jusqu'à l'interface fibre-matrice. Suivant l'adhérence de l'interface, différents événements peuvent survenir [8, 11] :

- si l'adhérence est très faible, la fissuration matricielle est déviée à l'interface et la décohésion fibre-matrice se propage sur une grande distance (figure II.8).
- si l'adhérence est très forte, il y aura une propagation de la fissure qui sera initiée soit par rupture de fibres, soit par rupture de la matrice.

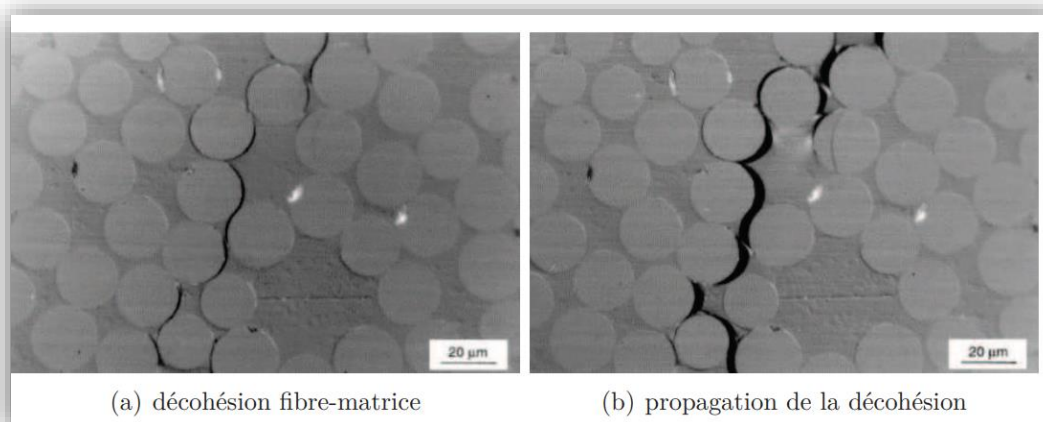


Figure II.8 : Exemple de décohésion fibre-matrice d'un composite verre/époxyde vinylester [15].

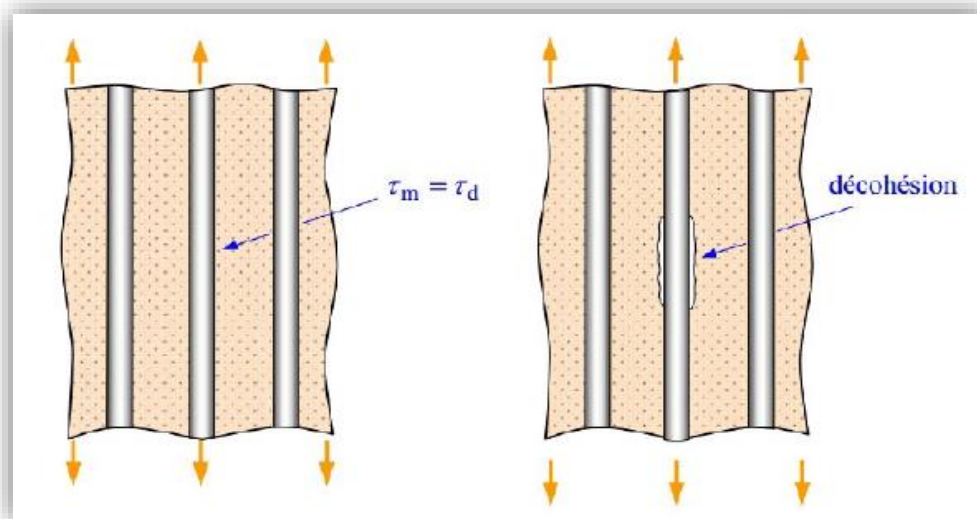


Figure II. 9 : Décohésion fibre-matrice [3].

3- Rupture de fibres

La rupture de fibres intervient généralement à un stade avancé de l'endommagement dans les plis orientés suivant l'axe de sollicitation. Ce type d'endommagement survient lorsque l'on atteint la limite de rupture des fibres. Une accumulation de multiples ruptures de fibres dans le matériau peut entraîner une instabilité et surtout une perte de résistance globale du matériau, ce qui conduit à la ruine de la structure et à la rupture [16] (figure II.10).

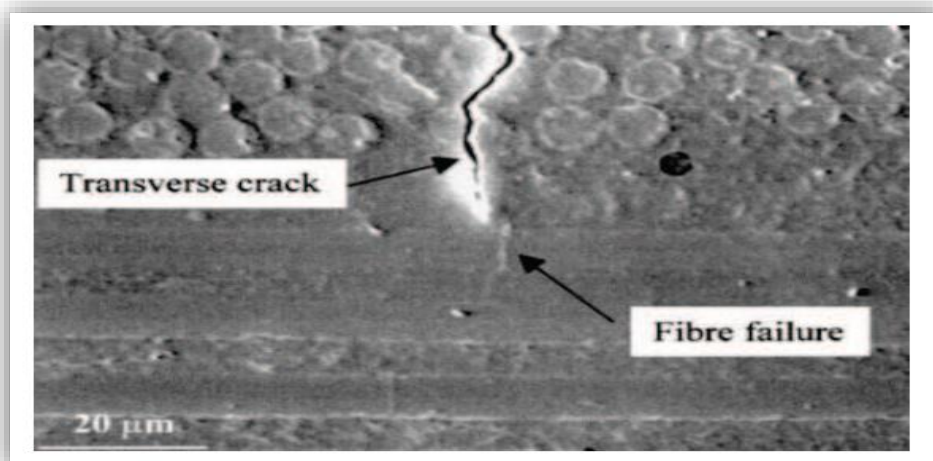


Figure II.10 : Rupture de fibres suite à une fissuration transverse de la matrice D'un composite carbone/époxyde [17].

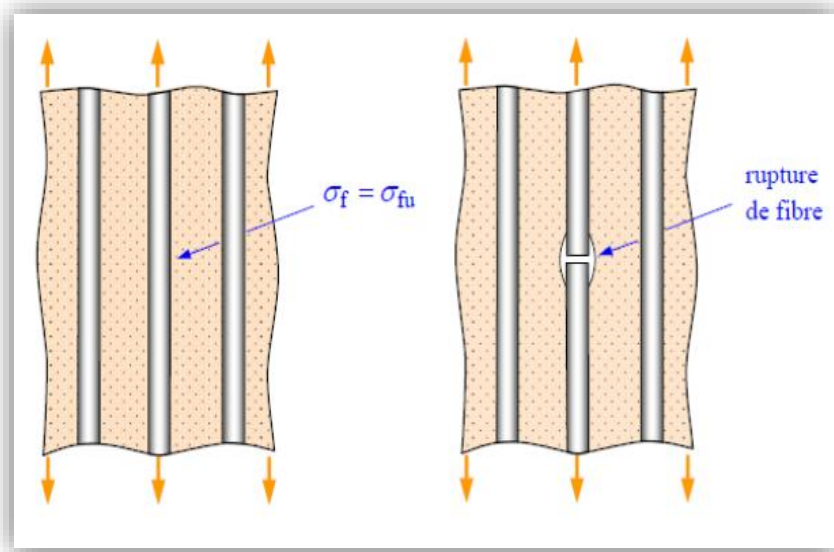


Figure II.11 : Rupture de fibre [3].

4- Délaminage :

Le délaminage est la séparation de deux couches du composite, ce qui rend le défaut visible à l'œil nu dans plusieurs cas contrairement aux modes d'endommagement précédents. Il se produit principalement dans les stratifiés à empilement de plis croisés du au fait de la différence de module entre les couches [18]. Cette séparation des couches se produit dans les bords des structures et près des discontinuités géométriques où les gradients de contraintes sont plus forts et conduisent à des contraintes hors plan (de stratification) [19, 20] (figure II.12).

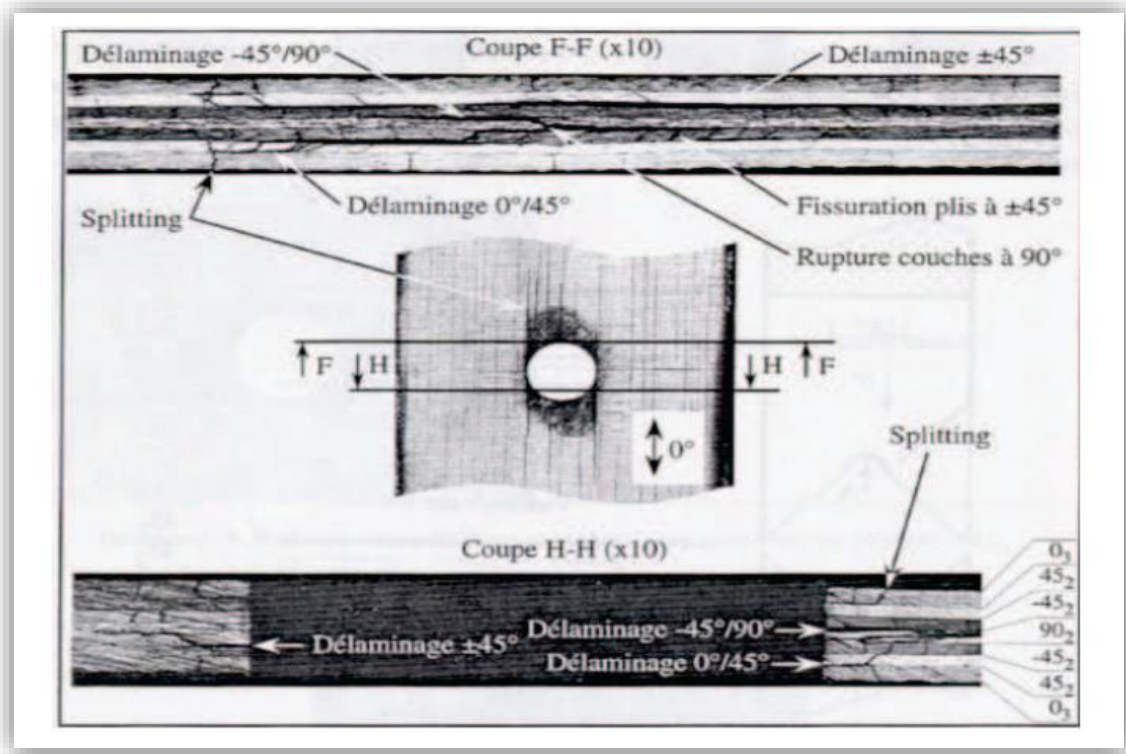


Figure II.12 : Exemple du délaminage d'un composite carbone/époxyde [21].

II.5. Comportement et évolution de l'endommagement sous sollicitations mécaniques :

L'évolution et l'apparition de chacun des modes d'endommagement mentionnés précédemment dépendent de plusieurs paramètres : la vitesse de chargement, la direction de chargement par rapport à la direction des fibres [22], le mode de sollicitation [23], le processus de fabrication [24], etc.

II.5.1 Traction quasi-statique :

Lorsque la sollicitation en traction quasi-statique de la pièce est parallèle à l'axe des fibres (sens longitudinal), trois modes d'endommagement interviennent [25]. La fissuration de la matrice est la première étape du processus d'endommagement. Avec l'augmentation de la charge, les fissures se multiplient en augmentant leur densité ce qui entraîne par la suite des décohésions fibre-matrice. Quand les ruptures traversent le pli et atteignent les interfaces, un autre mode d'endommagement se met en place dans le cas d'empilements croisés : le délaminage. Ensuite, des fibres vont se rompre et transférer la charge aux fibres voisines. Enfin, une fois que des fibres ne supportent plus la charge, la rupture du matériau intervient [7]. Différents auteurs ont montré que les ruptures de fibres se produisent en fin d'essai [26,

28]. En effet, par l'intermédiaire de mesures de conductivité de fibres, il est possible d'identifier l'instant auquel ce mécanisme d'endommagement se met en place. Les fibres étant plus conductrices que la matrice, plus il y a de rupture de fibres, plus la résistivité électrique du composite augmente (figures II.13).

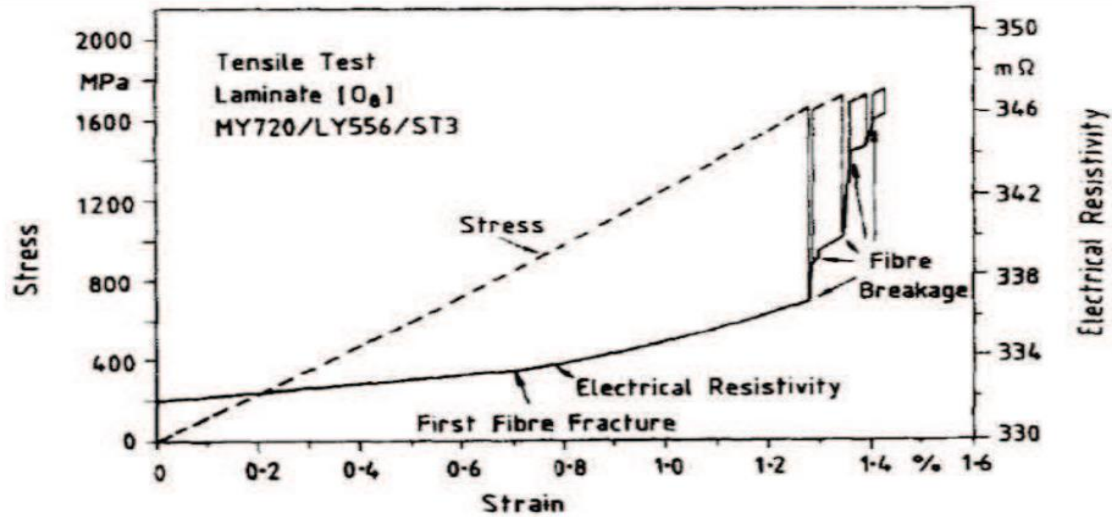


Figure II.13 : Évolution de l'endommagement de stratifiés carbone/époxyde sous traction quasi-statique : La mesure de la résistivité électrique des fibres de carbone [26]

En traction perpendiculaire aux fibres (sans transversal), seules la matrice et les interfaces du matériau s'endommagent, des microfissures se développant au niveau des défauts. La force d'adhésion fibre-matrice détermine ensuite le type de fissure qui se propage et engendre la rupture de la pièce.

Dans le cas de la traction avec la sollicitation déviée par rapport aux fibres, la matrice et les fibres sont toujours sollicitées. L'apparition des modes d'endommagement dépend alors de l'inclinaison des fibres par rapport à l'axe de sollicitation [7].

II.6. Endommagement de matériaux composites à matrice polymère :

Le comportement mécanique des matériaux composites à matrices polymériques est particulièrement difficile à modéliser. Ainsi, la forte anisotropie des matériaux à fibres longues implique dans le cadre simple de l'élasticité un nombre de coefficients très élevé à déterminer (dans le cas d'un stratifié $+55^\circ, -55^\circ$). De même, le comportement qualifié de viscoélastique est l'un des plus complexes que l'on puisse rencontrer sur des matériaux de construction industrielle. Cependant, le niveau de difficulté maximum concerne l'étude de

l'endommagement qui présente à la fois des formes localisées comme le délaminage et des formes homogénéisées comme la microfissuration de matrice.

Cependant, le besoin de modèles complets et fiables pour la prédiction du comportement mécanique, devient une nécessité cruciale pour le concepteur de pièces de structures. De plus, le comportement est altéré par des paramètres liés à l'environnement comme la température et le degré d'hygrométrie. Dans des applications particulières comme le transport de fluide, ces paramètres jouent un rôle très important nécessitant leur prise en compte dans les modèles. Il s'agit donc d'établir des relations contraintes-déformations faisant intervenir des couplages entre les propriétés mécaniques et physiques. De nombreuses études ont été entreprises dans le cas de la température, le cas de l'hygrométrie est beaucoup moins bien étudié. Les relations constituant le modèle de comportement mécanique traduisent soit un modèle de type viscoélastique comme celui proposé par SCHAPERY (1969) qui est particulièrement adapté aux déformations de fluage des matériaux unidirectionnels, soit un modèle élastoplastique comme celui de VAZIRI et al. (1991) qui permet de prendre en compte des non-linéarités indépendantes du temps. Le modèle élaboré au Laboratoire de Mécanique Appliquée, proposé par FRUND(1990)et plus récemment par MAIRE(1992) pour des matériaux à matrice époxy et à fibres longues, permet de rendre compte de phénomènes qui sont rarement étudiés dans leur globalité. La spécificité des matrices polymériques oblige à modifier cette modélisation dans le cas des matrices polyesters comme l'a montré SIQUEIRA (1992).

Références bibliographiques

- [1] LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J.L. Mécanique des matériaux solides. 2e édition. Paris : Bordas, 1988.544 p. LEMAITRE, J. A course on damage mechanics. 2nd edition. Berlin.
- [2] CHABOCHE, J.L. Continuum damage mechanics (part I & II), Journal of [CHAB, 1988] Applied Mechanics, 1988, Vol. 55, p. 59-72.
- [3] Jean-Marie Berthelot Mécanique des Matériaux et Structures Composites Le Mans, Novembre 2010.
- [4] HOUIDEG Abdellah « Transfert de charge et frottement Fibre/ Matrice d'un Matériau Composite (T300/914) » Thèse en vue d'obtention du diplôme de magistère (2012/2011).
- [5] R. TALREJA : Damage Mechanics of Composite Materials, volume 9. Elsevier Science, Amsterdam, 1994.
- [6] J. PAYAN : Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue. Thèse de doctorat, Université d'Aix-Marseille II. Faculté des Sciences, France, 2004.
- [7] R. TALREJA : Assessment of the fundamentals of failure theories for composite materials. Composites Science and Technology, 105:190–201, 2014.
- [8] S. MASMOUDI : Comportement mécanique et caractérisation par implant piézoélectrique ultrasonore intégré d'un matériau composite. Thèse de doctorat, Université du Maine, Université de Sfax, 2013.
- [9] D. GAY : Matériaux composites. Lavoisier, 5ème édition, 2005.
- [10] S. BASTE et R. EL BOUAZZAOUI : Cracking orientation and induced anisotropy of a ceramic matrix composite under off-axis loading. Journal of materials science, 31(6):1575–1584, 1996.

- [11] C. GRUESCU : Approche par changement d'échelle de l'endommagement des matériaux anisotropes : Application aux composites à matrice fragile. Thèse de doctorat, Universit es Sciences et Technologies de Lille, 2004.
- [12] K.W. GARRETT et J.E. BAILEY : Multiple transverse fracture in 90° crossply laminates of a glass fibre-reinforced polyester. *Journal of Materials Science*, 12(1):157–168, 1977.
- [13] A.T. VU : Endommagement de stratifiés aéronautiques à fibres de carbone et matrice polymère soumis à des chargements monotones ou cycliques à plusieurs températures. Essais et mod sation. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 2009.
- [14] C.A.H. SAWADOGO : Comportement en fatigue des composites monolithiques et sandwiches : détection et suivi de l'endommagement par techniques non destructives. Thèse de doctorat, Université de Lille 1, Lille, France, 2009.
- [15] E.K. GAMSTEDT et B.A. SJÖGREN : Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse plies. *Composites Science and Technology*, 59(2):167–178, 1999.
- [16] M. KEMPF, O. SKRABALA et V. ALTSTADT : Acoustic emission analysis for characterisation of damage mechanisms in fibre reinforced thermosetting polyurethane and epoxy. *Composites Part B : Engineering*, 56:477–483, 2014.
- [17] J.C. ABRY, Y.K. CHOI, A. CHATEAUMINOIS, B. DALLOZ, G. GIRAUD et M. SALVIA : In-situ monitoring of damage in CFRP laminates by means of AC and DC measurements. *Composites Science and Technology*, 61(6):855–864, 2001.
- [18] H.S.T. WU et G.S. SPRINGER : Measurements of matrix cracking and delamination caused by impact on composite plates. *Composite Materials*, 22(6):518–532, 1988.
- [19] J.M. BERTHELOT : Transverse cracking and delamination in cross-ply glass-fiber and carbon-fiber reinforced plastic laminates : Static and fatigue loading. *Applied Mechanics Reviews*, 56(1):111–147, 2003.

[20] O. ALLIX, D. LEVEQUE et L. PERRET : Identification and forecast of delamination in composite laminates by an interlaminar interface model. *Composites Science and Technology*, 58(5):671–678, 1998.

[21] D. LEVEQUE : Analyse de la tenue au délaminage des composites stratifiés : identification d'un modèle d'interface laminaire. Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan, 1988.

[22] Y.A. DZENIS et J. QIAN : Analysis of microdamage evolution histories in composites. *International Journal of Solids and Structures*, 38(10–13):1831–1854, 2001.

[23] P. PROMBUT : Caractérisation de la propagation de délaminage des stratifiés composites multidirectionnels. Thèse de doctorat, Université Toulouse, 2007.

[24] F. LEBEL : Contrôle de la fabrication des composites par injection sur renforts. Thèse de doctorat, Université de Montréal, 2012.

[25] S. HUGUET : Application de classification aux données d'émission acoustique : identification de la signature acoustique des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice polymère. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2002.

[26] K. SCHULTE et Ch. BARON : Load and failure analyses of CFRP laminates by means of electrical resistivity measurements. *Composites Science and Technology*, 36(1):63–76, 1989.

[27] A. VAVOULIOTIS, A. PAIPETIS et V. KOSTOPOULOS : On the fatigue life prediction of CFRP laminates using the Electrical Resistance Change method. *Composites Science and Technology*, 71(5):630–642, 2011.

[28] D.C. SEO et J.J. LEE : Damage detection of CFRP laminates using electrical resistance measurement and neural network. *Composite Structures*, 47(1–4):525–530, 1999.

Chapitre III

Endommagement Des matériaux composites (Présence des contraintes résiduelles)

Introduction

Les matériaux composites stratifiés à matrice organique occupent une place importante dans notre vie quotidienne. Lors de la fabrication de ces composites, au cours du refroidissement, la différence de coefficient de dilatation thermique entre le renfort et la matrice ainsi qu'entre les plis d'orientations différentes conduit à la formation de contraintes au sein du composite. Ces contraintes résiduelles affectent d'une part la stabilité dimensionnelle de structure en composite ; d'autre part, elles sont responsables des défauts au sein du matériau après leur fabrication, notamment les microfissures dans la matrice, et entraînent ainsi l'amorçage des différents types d'endommagement [1].

III.1 Définition

Les contraintes résiduelles sont des contraintes situées à l'intérieur des matériaux, même sans forces extérieures et avec des températures constantes et uniformes. Ces contraintes, aussi bien que les contraintes d'exercice, comportent des variations dans la stabilité du système en modifiant à la fois dimension, résistance à la fatigue et à la rupture. Les contraintes résiduelles, qui se développent normalement dans le composant pendant les processus de fabrication et d'usinage, peuvent se combiner avec les charges d'exercice, en accélérant la vitesse d'augmentation des défauts et en portant à la rupture prématurée et souvent catastrophique de la partie.

Il faut également noter que l'écart entre les coefficients de dilatation thermique de la fibre et de la matrice entraîne l'apparition de contraintes résiduelles au sein de la matrice lors de l'élaboration du matériau [2,3]. Ces contraintes d'origine thermique sont partiellement relaxées lors du refroidissement du matériau et donnent naissance à des fissures au sein du matériau (Figure III.1).

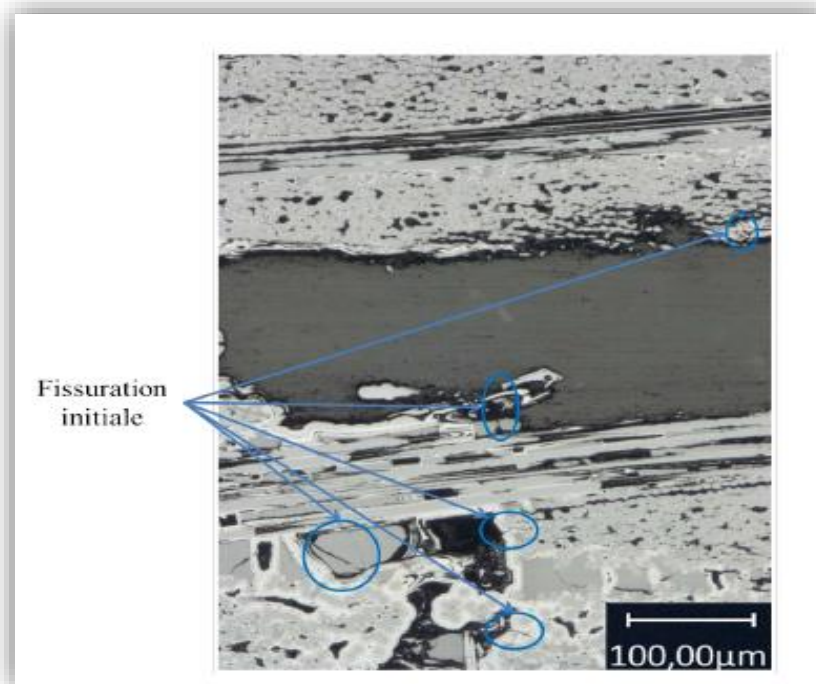


Figure III.1 : Endommagement initial du matériau composite SiC/Si-B-C [2].

III.2 Origine des contraintes résiduelles :

Les origines des contraintes résiduelles peuvent être séparées en 3 grandes 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 (Figure III.2) [4].

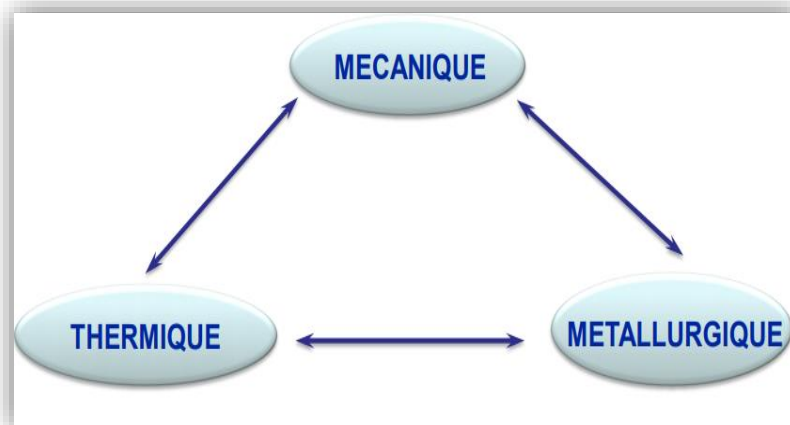


Figure III.2 : Origine des contraintes résiduelles [4].

III.3 Sources de 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) [5]. 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) [6].

III.4 L'apparition des contraintes internes

Selon leur origine, les contraintes résiduelles dans les composites renforcés par de fibres continues sont présentes dans les stratifiés immédiatement après le cycle de cuisson et le

refroidissement à la température ambiante. Celles-ci peuvent être classées en différents niveaux [7].

III.4.1 Au Niveau de fibre/matrice :

À l'échelle des fibres, l'inadéquation du coefficient de dilatation thermique entre la fibre et la matrice joue un rôle prépondérant. Durant le cycle de cuisson, la matrice est chauffée jusqu'à une température supérieure à la température de ramollissement et ensuite solidifiée par refroidissement à la température ambiante. Le refroidissement implique un retrait volumique de la part de la matrice, qui est significativement plus élevé que le rétrécissement des fibres. Cela représente un moteur important du développement des contraintes résiduelles dans le composite stratifié [8]. En supposant que le lien entre les fibres et la matrice existe toujours durant le refroidissement, la figure III.3 ci-dessous montre qu'il existe une contrainte résiduelle compressive dans l'axe longitudinal de la fibre ainsi que dans la direction radiale et une contrainte résiduelle de traction dans la matrice.

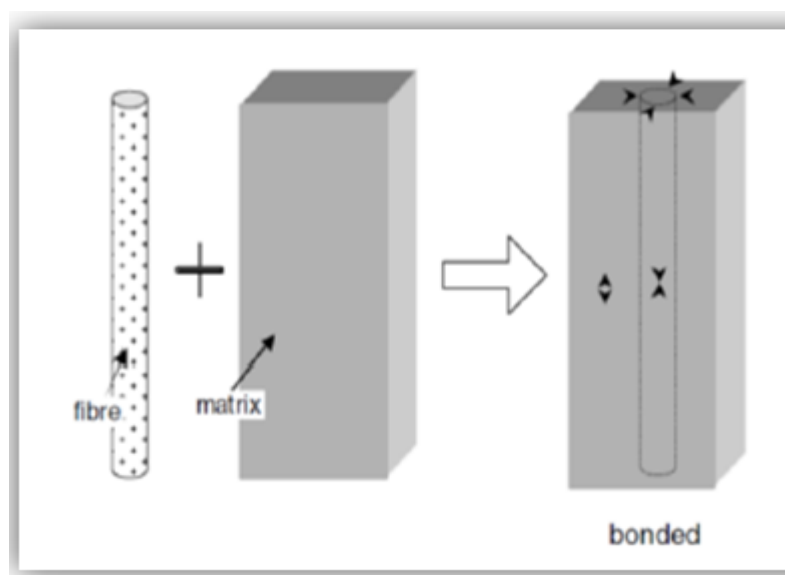


Figure III.3 : Vue schématique de l'effet de refroidissement sur la matrice autour d'une fibre [9].

III.4.2 Au Niveau du pli

À l'échelle des plis, comme ce que l'on a vu, les contraintes résiduelles sont entraînées par l'anisotropie thermique des plis. Par exemple, dans un stratifié [0/90], les fibres 90°

imposent une contrainte de compression aux fibres à 0° pendant le refroidissement, en raison des différences de direction de retrait thermique, montrée en figure III.4.

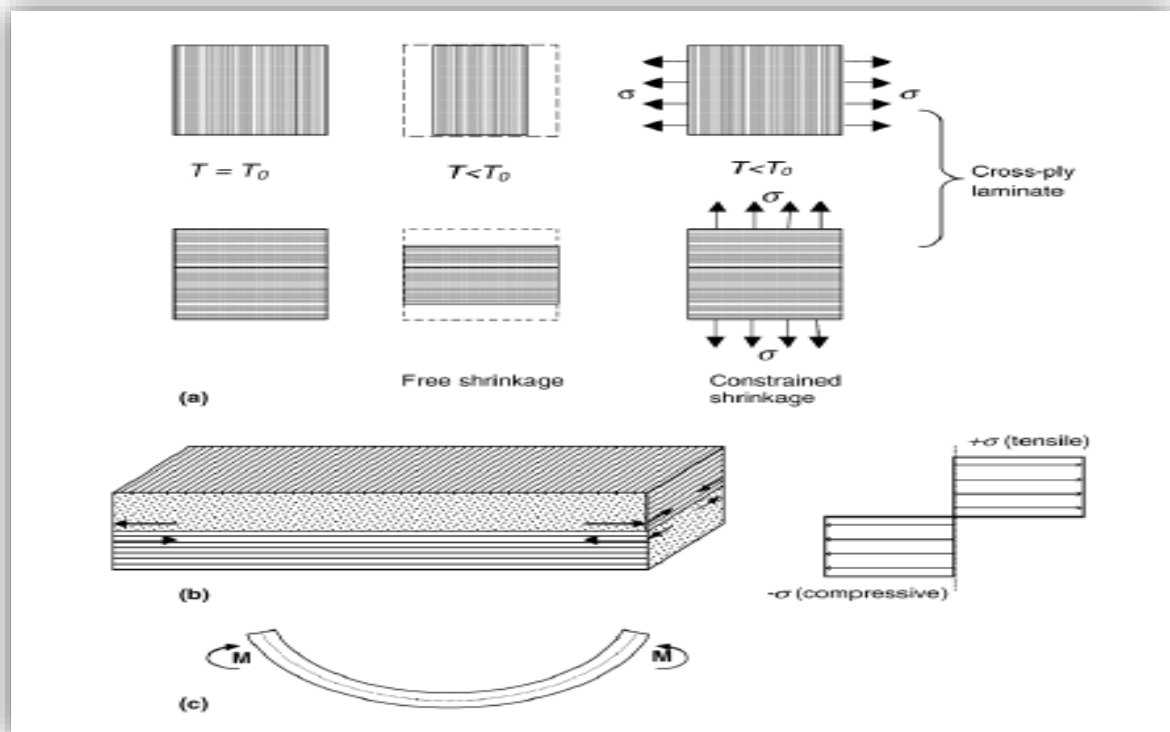


Figure III.4 : Contraintes résiduelles au niveau des plis [9] .

III.4.3 Niveau du stratifié

D'un point de vue global, la vitesse de refroidissement, la température, l'humidité à travers l'épaisseur du stratifié (ou d'une structure) peuvent entraîner une distribution de contraintes résiduelles. En général, la vitesse de refroidissement dans la partie centrale d'un stratifié épais est moins rapide que celle dans la partie proche de la surface, et, à une certaine température, les plis du centre peuvent encore avoir besoin de se solidifier, tandis que les plis près de la surface sont déjà devenus solides. De plus, lors du refroidissement, les plis proches de la surface imposent une contrainte sur les plis du centre (Figure III.5). Cela se traduit souvent par une distribution parabolique de contraintes résiduelles dans laquelle on trouve les efforts de traction au centre et ceux de compression vers la surface.

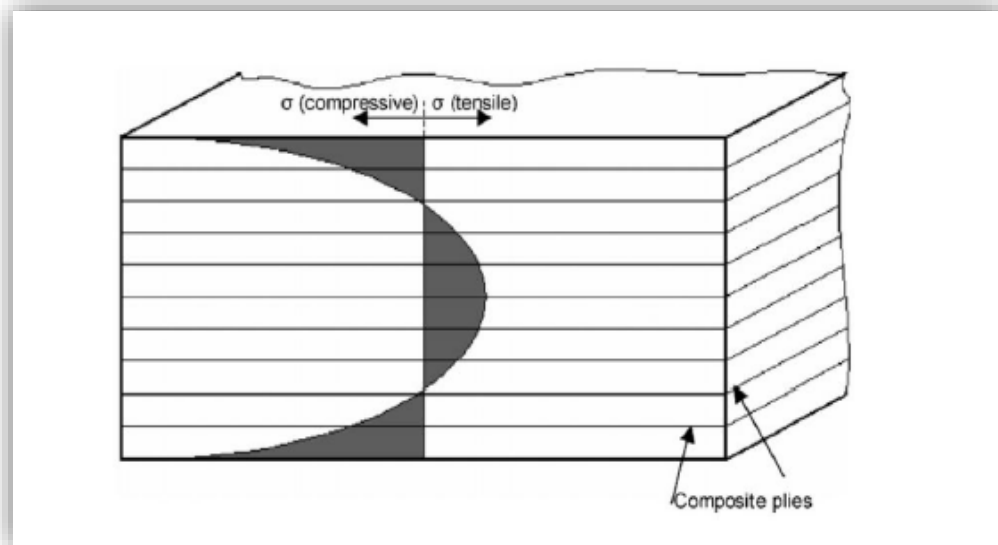


Figure III.5 : Distribution des contraintes résiduelles au niveau du stratifié [9].

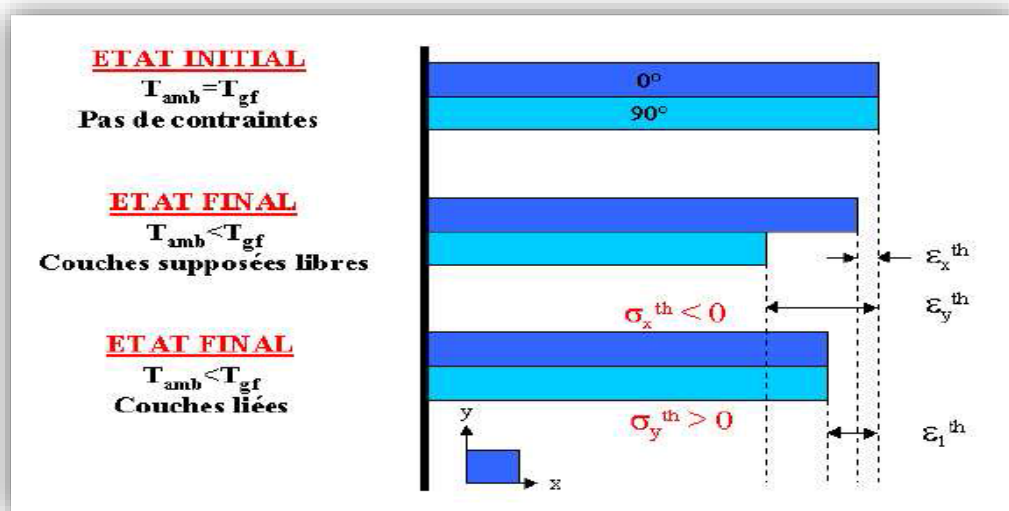


Figure III.6 : Développement de contraintes internes d'origine thermique Dans un stratifié [0/90]. [10]

III.5 Formation des contraintes résiduelles durant le cycle de cuisson

Cette partie traite des différents phénomènes provoquant l'apparition de ces contraintes résiduelles au sein d'un matériau composite stratifié. On s'intéresse aux origines de la formation des contraintes résiduelles durant le cycle thermique d'élaboration des stratifiés.

La méthode de fabrication des composites stratifiés la plus basique est le moulage manuel, qui consiste typiquement à déposer des tissus secs, des plis, des plis préimprégnés, etc. à la main sur un moule afin de former un empilement de plis. La résine est appliquée sur les plis secs une fois l'empilement terminé (par exemple par injection de résine). Le cycle de cuisson fait appel généralement à un cycle thermique destiné à polymériser la résine imprégnée à l'empilement des plis unidirectionnels [11]. Par exemple, le cycle de cuisson typique d'un composite graphite/époxy est constitué de trois périodes principales [12], comme le montre la figure III.7.

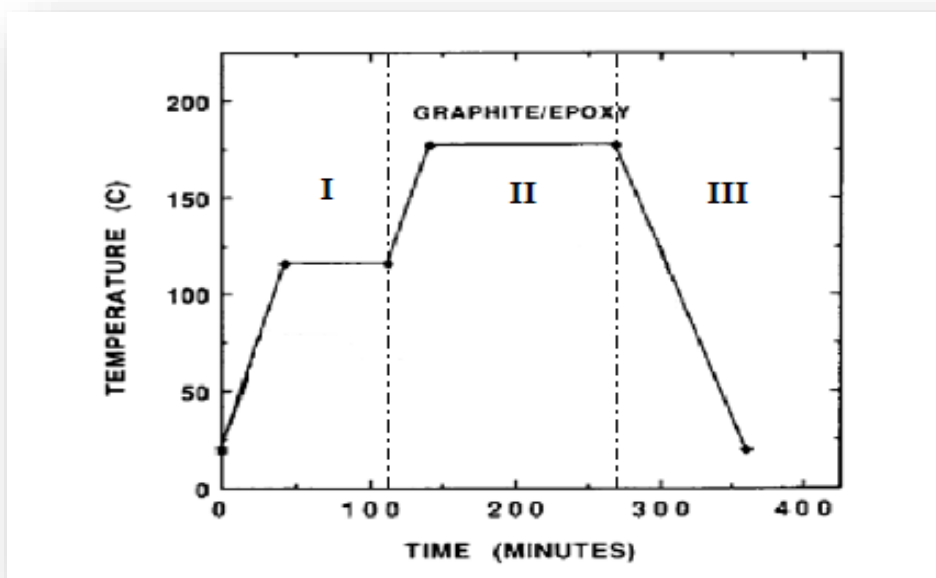


Figure III.7 : Cycle de cuisson typique d'un composite graphite/époxy [12].

Dans un premier temps (période I), la résine reste dans son état original, et se comporte comme un fluide visqueux ; de ce fait, on néglige la rigidité de la matrice.

La phase de cuisson (période II) commence avec une augmentation significative de la rigidité en raison du durcissement chimique et une réduction du volume à cause de la rétraction de la matrice [13]. Les deux principales transitions survenant pendant cette phase sont la gélification et la vitrification [14]. Le phénomène de gélification est le passage d'un état visqueux à un état caoutchouteux, lié à la formation du réseau à partir des molécules ; la vitrification à une température plus élevée traduit le passage d'un état visqueux ou caoutchouteux à un état vitreux, correspondant à l'augmentation du niveau de réticulation après gélification [15]. Les durées de ces deux phénomènes sont indépendantes pour chaque type de résine. La deuxième phase se termine une fois ces deux phénomènes achevés.

Enfin, en période III, aucune réaction chimique ne se produit et la résine présente alors un comportement visco élastique à haute température et un comportement élastique à basse température.

Le refroidissement de la température de cuisson à l'ambiante conduit à des changements physiques de la pièce selon les paramètres du stratifié (par exemple, les dilatations thermiques de la fibre, de la matrice et des plis, l'empilement du stratifié) et la vitesse de refroidissement [16].

Lors du refroidissement de la température de cuisson à la température ambiante, les contraintes induites par la rétraction thermique représentent la plus grande partie des contraintes résiduelles dans les composites stratifiés. Le coefficient de dilatation thermique de la matrice est généralement beaucoup plus élevé que celui des fibres [17]. De plus, la fibre se comporte de manière orthotrope en termes de dilatation thermique. Par exemple, les fibres de carbone présentent des coefficients de dilatation thermique très faibles voire légèrement négatifs dans la direction des fibres, mais ceux-ci auraient des valeurs plus élevées dans la direction transverse [18]; cela conduit donc à l'obtention de contraintes résiduelles à l'échelle microscopique lors du refroidissement, même pour les stratifiés unidirectionnels. Dans le sens longitudinal, les matrices subissent une traction équilibrée par la compression de la fibre. La contraction thermique de la matrice se traduit également par l'évolution des contraintes radiales de compression à la surface des fibres [19,20].

III.6 Les types de contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont généralement divisées en deux catégories, tout dépendant de leurs dimensions par rapport à l'échelle de la pièce [21]. La première catégorie, les contraintes résiduelles microscopiques, regroupe les contraintes résiduelles de faible amplitude, agissant au niveau moléculaire, tandis que la seconde, les contraintes résiduelles macroscopiques, comprend les contraintes résiduelles dont l'action est importante sur le comportement mécanique de la pièce.

III.6.1 les contraintes résiduelles Microscopiques :

Les contraintes résiduelles dites microscopiques sont situées au niveau moléculaire. Elles sont le résultat de l'orientation moléculaire qui se produit lors de l'écoulement du

polymère dans le moule. Plus précisément, lorsque des changements locaux de volume dans la pièce (au niveau moléculaire) sont restreints par le matériau tout autour, il y a formation de contraintes résiduelles microscopiques. La présence de contraintes résiduelles microscopiques dans les pièces moulées favorise l'anisotropie de certaines propriétés à travers le matériau, comme par exemple le module d'élasticité [22]. Néanmoins, pour un matériau généralement isotrope, l'effet de ce type de contraintes sur les propriétés mécaniques est plutôt limité.

III.6.2 les contraintes résiduelles Macroscopiques :

Les contraintes résiduelles macroscopiques résultent des contraintes imposées au matériau durant la fabrication, qui résultent d'un refroidissement et d'un écoulement non uniformes du polymère [21]. Ces contraintes résiduelles affectent les propriétés mécaniques et physiques d'un matériau. Entre autres, elles diminuent la résistance en fatigue des pièces moulées. Lorsqu'ajoutées aux contraintes dues à des forces extérieures ou aux effets environnementaux, elles peuvent mener à une rupture prématurée de la pièce. De ce fait, les contraintes résiduelles macroscopiques doivent être prises en considération lors du design de la pièce.

III.7 Contraintes thermiques résiduelles

La fabrication du composite nécessite une montée en température relativement élevée puis un refroidissement à température ambiante. Or la fibre et la matrice n'ont pas le même coefficient de dilatation thermique et par conséquent des contraintes résiduelles d'origine thermique surviennent dans le matériau. Il faut remarquer aussi que l'élaboration de la matrice donne souvent lieu à un retrait pouvant également générer des contraintes résiduelles, mais cet effet est très difficile à déterminer car le retrait se fait alors que la matrice n'a pas encore atteint ses propriétés mécaniques maximales [23]. On peut distinguer trois types de contraintes thermiques résiduelles (figure III.8):

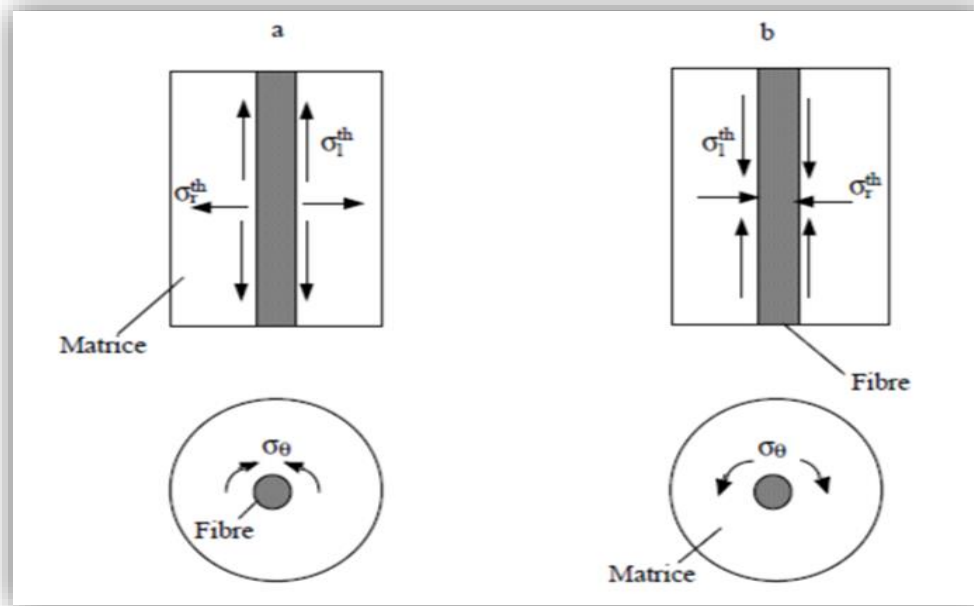


Figure III.8 : Contraintes thermiques résiduelles exerçantes sur la fibre après refroidissement : Cas de $\alpha_m < \alpha_f$ (a) et cas de $\alpha_m > \alpha_f$ (b) [24].

III.7.1 Contraintes radiales :

Si le coefficient de dilatation radiale de la matrice (α_m) est supérieur à celui des fibres (α_f), l'interface est mise en compression radiale et le glissement fibre-matrice devient difficile. Dans le cas inverse ($\alpha_m < \alpha_f$), l'interface est mise en tension radiale et l'extraction des fibres sera plus facile que dans le premier cas. En effet, dans ce dernier cas la décohésion à l'interface est plus facile à cause de l'existence de la force motrice supplémentaire. En ce qui concerne le frottement, il est nul si l'interface était lisse, sinon la rugosité est la seule source de la résistance au glissement [24]. On peut calculer la contrainte radiale d'origine thermique par la relation suivante :

$$\sigma_r^{th} = \frac{\Delta\alpha \cdot \Delta T}{A} \quad (III. 01)$$

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

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

A : coefficient de flexibilité il est calculé à partir du calcul de LAME, explicité pour des disques concentriques par OEL et FRECHETTE [25], en négligeant l'effet des contraintes thermiques longitudinales :

$$A = \frac{1-\nu_f}{E_f} + \frac{1+\nu_m+V_f.(1-\nu_m)}{E_m.V_m} \quad (\text{III.02})$$

Avec E_f , ν_f et V_f : module d'Young , coefficient de Poisson et fraction volumique de la fibre et E_m , ν_m et V_m : module d'Young, coefficient de Poisson et fraction volumique de la matrice.

III.7.2 Contraintes longitudinales :

Les contraintes résiduelles thermiques sont données par les relations suivantes [26] :

$$\sigma_f^{th} = \frac{E_f}{1+\eta} \Delta\alpha . \Delta T \quad (\text{III.03})$$

$$\sigma_m^{th} = -E_m \frac{\eta}{1+\eta} \Delta\alpha . \Delta T \quad (\text{III.04})$$

$$\text{Avec } \eta = \frac{E_f.V_f}{E_m.V_m} \quad (\text{III.05})$$

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 ($\alpha_m < \alpha_f$).

III.7.3 Contraintes circonférentielles :

Dans le cas où $\alpha_m > \alpha_f$ l'interface est soumise à des contraintes de tension circonférentielles pouvant provoquer une fissuration radiale. Si $\alpha_m < \alpha_f$ l'interface est soumise à des contraintes circonférentielles en compression. Ces contraintes sont calculées selon OEL et FRECHETTE par [25]:

$$\sigma_\theta = -\sigma_r \quad (\text{III.06})$$

Ces trois types de contraintes résiduelles jouent donc un rôle très important dans les conditions de décohésion et les conditions de frottement. S'il existe une grande différence entre les valeurs de α_m et α_f la matrice se fissure lors du refroidissement.

III.8 Influence des contraintes résiduelles :

Les contraintes résiduelles amenées par le cycle thermique pendant la fabrication des composites ont une grande influence sur les performances et les applications des composites stratifiés.

III.8.1 Influence sur les défauts dans les composites :

La formation des contraintes résiduelles durant la cuisson dans les composites stratifiés entraînent l'apparition de plusieurs types de défaut au sein du matériau. Les contraintes résiduelles exercent une influence significative sur l'amorçage de l'endommagement sous charge appliqué dans les composites stratifiés, et peuvent être suffisamment grandes pour provoquer des microfissures transversales (perpendiculaire à la direction de fibre, Figure. III.9) en cas de refroidissement rapide dans le cycle de fabrication [27]. Ces contraintes thermiques favorisent le décollement de l'interface fibre/matrice et donc la propagation de microfissures au sein de la matrice [28].

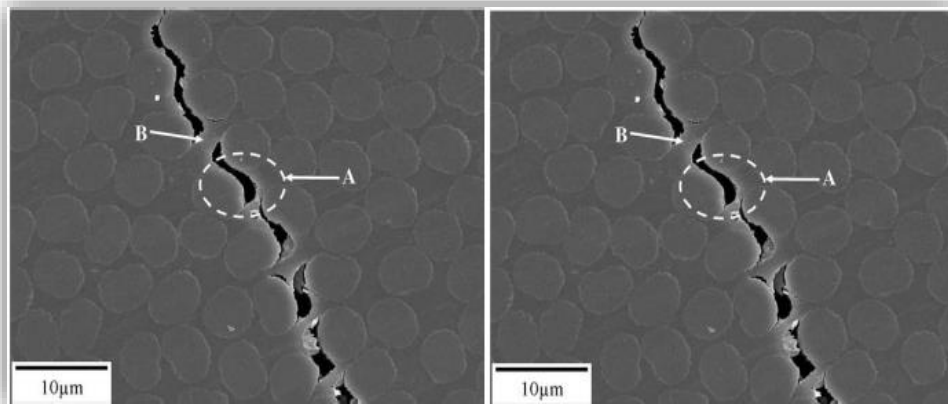


Figure. III-9 : Microfissures transversales dans les composites CFRP [29] .

III.8.2 Influence sur les propriétés mécaniques des composites stratifiés :

Les propriétés mécaniques sont les caractéristiques les plus importantes pendant l'utilisation des composites stratifiés. Sachant que les contraintes résiduelles ont une influence significative sur la microstructure et la structure des composites, il est naturel de penser qu'elles modifient les performances mécaniques de ces derniers.

Les propriétés mécaniques (module d'Young, coefficient de Poisson, module de compression, module de flexion, etc.) des stratifiés varient selon le cycle de cuisson (degré de cuisson, distribution de température au sein du matériau, etc.) qui, lui, influence la formation des contraintes résiduelles. Il est donc difficile de savoir si les variations des propriétés mécaniques sont dues aux contraintes résiduelles ou au cycle de cuisson. Selon la théorie classique des stratifiés aux niveaux micro- et macro mécaniques, les contraintes résiduelles ne perturbent pas les propriétés du matériau composite. De plus, jusqu'à présent, aucun résultat expérimental ne montre une quelconque influence des contraintes résiduelles sur les modules du composite.

En revanche, la variation des contraintes résiduelles affecte la résistance à la traction des stratifiés, spécialement en cas de chargement transversal. Pour les stratifiés unidirectionnels, cette influence est assez faible et peut être négligée [30].

Un certain nombre de modèles ont été développés pour l'étude de l'influence de contraintes résiduelles sur la ténacité des composites en modes I et II (ruptures inter laminaires, Figure. III.10) [32]. En négligeant l'effet des contraintes résiduelles, une erreur importante (jusqu'à 76%) apparaît sur la ténacité en mode de délaminage GI [32].

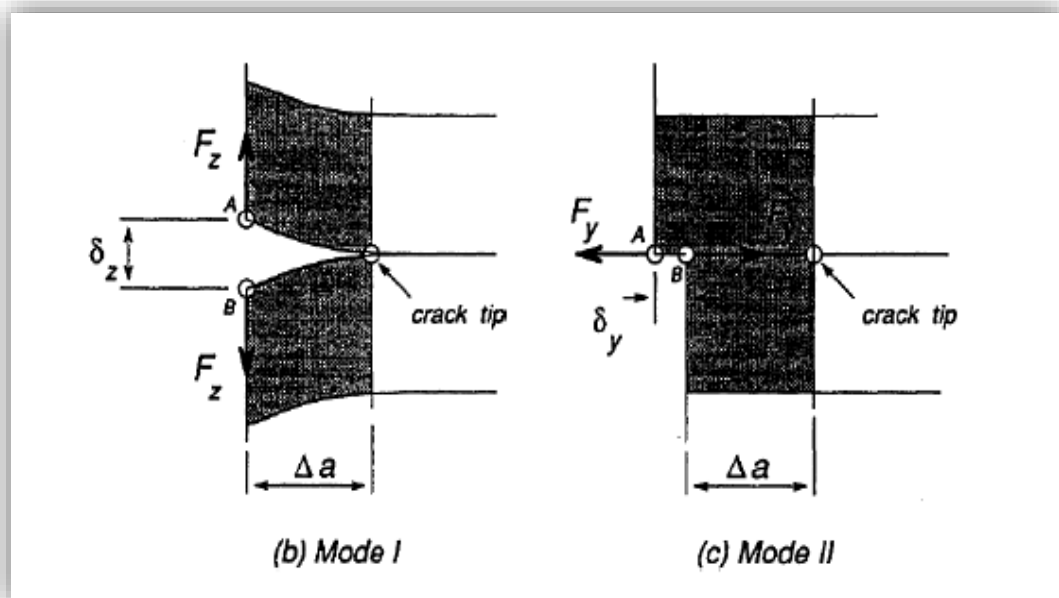


Figure. III.10 : Rupture des composites en mode I et mode II [32].

La variation brutale des contraintes résiduelles met l'interface entre les plis orientés dans un état de contraintes complexes, ce qui joue un rôle important sur l'initiation du délaminage. En tenant compte de l'existence des contraintes résiduelles, une méthode a été présentée afin d'étudier le délaminage par la méthode des éléments finis (figure. III.10) [32].

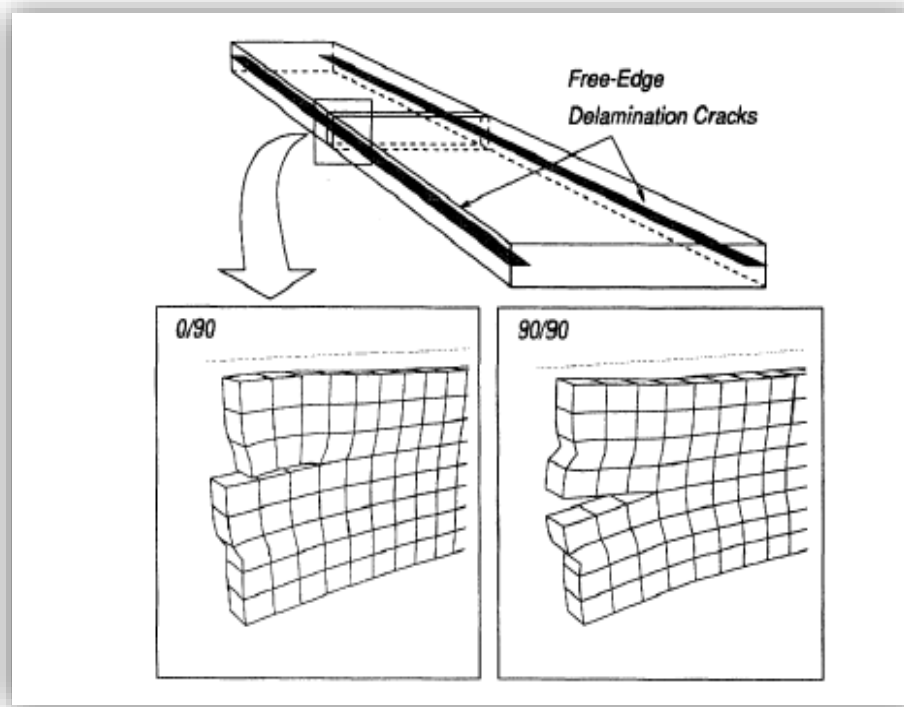


Figure. III.11 : Délaminage dans le stratifié [35/-35/0/90]S [32].

III.9 Conclusion

Ce chapitre a présenté les contraintes résiduelles dans les matériaux composites. De nombreuses études ont permis de connaître l'origine des contraintes et leur formation durant le cycle de cuisson de la fabrication. Ce chapitre a résumé des études bibliographiques ces derniers ont montré que la modification du cycle de cuisson permet de relaxer les contraintes résiduelles dans les stratifiés. Enfin, les influences des contraintes résiduelles sur composites stratifiés ont été résumées de plusieurs façons: défauts dans les matériaux et comportement mécanique des stratifiés.

Références bibliographiques

- [1] Zhongmeng WEN Contribution à l'étude des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des composites stratifiés $\pm\theta$. Thèse de doctorat, l'université de technologie de TROYES. 2015.
- [2] G. Camus, L. Guillaumat & S. Baste. Development of damage in a 2D woven C/SiC composite under mechanical loading : I. Mechanical characterization. Composites Science and Technology, pages 1363–1372, 1996.
- [3] A. Dalmaz, D. Ducret, R.E. Guerjouma & P. Reynaud. Elastic moduli of a 2.5D-C/SiC composite : experimental and theoretical estimates. Composites Science and Technology, vol. 60, pages 913–925, 2000.
- [4] 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.
- [5] Sunderland P., "Measurement and prediction techniques for internal stresses in polymers and composites," EPF Lausanne, Lausanne, 1997.
- [6] Fernlund G., Poursartip A., Twigg G., et Albert C., "Residual stress, spring-in and warpage in autoclaved composite parts," Technical Papers -Society Of Manufacturing Engineers - All Series, 2003.
- [7] Parlevliet PP, Bersee HEN et al. (2006). "Residual stresses in thermoplastic composites— A study of the literature—Part I: Formation of residual stresses". Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 37 (11):1847-1857.
- [8] Chapman TJ, Gillespie JW et al. (1990). "Prediction of Process-Induced Residual Stresses in Thermoplastic Composites". Journal of Composite Materials 24 (6):616-643.

- [9] Parlevliet PP, Bersee HEN et al. (2006). "Residual stresses in thermoplastic composites—A study of the literature—Part I: Formation of residual stresses". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (11):1847-1857.
- [10] Stéphane Vacher « Capteurs à fibres optiques pour le contrôle de l'élaboration et la caractérisation mécaniques des matériaux composites » thèse de Doctorat de l'école national supérieur des mines de Saint-Etienne, spécialité mécanique, Mars 2004.
- [11] Withers P, Bhadeshia H (2001b). "Residual stress. Part 2—Nature and origins". *Materials Science and Technology* 17 (4):366-375.
- [12] Bogetti TA, Gillespie JW (1992). "Process-Induced Stress and Deformation in Thick-Section Thermoset Composite Laminates". *Journal of Composite Materials* 26 (5):626-660.
- [13] Merzlyakov M, McKenna GB et al. (2006). "Cure-induced and thermal stresses in a constrained epoxy resin". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (4):585-591.
- [14] Lange J, Toll S et al. (1997). "Residual stress build-up in thermoset films cured below their ultimate glass transition temperature". *Polymer* 38 (4):809-815.
- [15] Pascault JP, Sautereau H et al. (2002). "Thermosetting Polymers". CRC Press.
- [16] Genidy MS, Madhukar MS et al. (1999). "An Investigation of Cure Induced Stresses in Low Cure Temperature Thermoset Polymer Composites". *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 18 (14):1304-1321.
- [17] Nairn J, Zoller P (1985). "Matrix solidification and the resulting residual thermal stresses in composites". *Journal of Materials Science* 20 (1):355-367.
- [18] Wisnom MR, Gigliotti M et al. (2006). "Mechanisms generating residual stresses and distortion during manufacture of polymer–matrix composite structures". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (4):522-529.

- [19] Metehri A, Serier B et al. (2009). "Numerical analysis of the residual stresses in polymer matrix composites". *Materials & Design* 30 (7):2332-2338.
- [20] Brauner C, Block TB et al. (2012). "Microlevel manufacturing process simulation of carbon fiber/epoxy composites to analyze the effect of chemical and thermal induced residual stresses". *Journal of Composite Materials* 46 (17):2123-2143.
- [21] SIEGMANN, A., BUCHMAN, A. et KENIG, S. (1982). Residual stresses in polymers I: The effect of thermal history. *Polymer Engineering and Science*, 22:40-47.
- [22] PHAM, H.T., BOSNYAK, C.P. et SEHANOBISH, K. (1993). Residual stresses in injection molded polycarbonate rectangular bars. *Polymer Engineering and Science*, 33 1634-1643.
- [23] HERTZ-CLEMENS «Etude d'un composite aéronautique à matrice métallique sous chargements de fatigue : sollicitation mécano- thermique et propagation de fissures thèse de Doctorat de l'Ecole des Mines de Paris Spécialité «Science et Génie des Matériaux» 21 mai 2002.
- [24] IBRAHIM Mohamed Haisam «ELABORATION DE MATERIAUX COMPOSITES MODELES UNIFILAMENTAIRES A FIBRES LONGUES SiC ET MATRICE SILICE SOL-GEL ET CARACTERISATION MICROMECHANIQUE DE L'INTERFACE » Ingénieur Mécanique de l'Université d'Alep (Syrie) Génie des Matériaux" de l'INSA de Lyon, 1997.
- [25] G. Wanlin, "Elastic-plastic analysis of a finite sheet with a cold-worked hole", *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 46 (3): 465-472, 1993.
- [26] N. Vulic, S. Jecic, V. Grubisic. "Validation of crack arrest technique by numerical modelling", *International Journal of Fatigue*, vol. 19 : 283-291, 1997.
- [27] Hancox NL (1998). "Thermal effects on polymer matrix composites: Part 1. Thermal cycling". *Materials & Design* 19 (3):85-91.

[28] Filiou C, Galiotis C (1999). "In situ monitoring of the fibre strain distribution in carbon-fibre thermoplastic composites1. Application of a tensile stress field". Composites Science and Technology 59 (14):2149-2161.

[29] Gentz M, Armentrout D et al. (2004). "In-plane shear testing of medium and high modulus woven graphite fiber reinforced/polyimide composites". Composites Science and Technology 64 (2):203-220.

[30] Cantwell WJ, Davies P et al. (1990). "The effect of cooling rate on deformation and fracture in IM6/PEEK composites". Composite Structures 14 (2):151-171.

[31] Unger WJ, Hansen JS (1998). "A Method to predict the effect of thermal residual stresses on the free-edge delamination behavior of fibre reinforced composite laminates". Journal of Composite Materials 32 (5):431-459.

[32] NAIRN JA (2003). "Residual stress effects in fracture of composites and adhesives". Application of Fracture Mechanics to Polymers, Adhesives and Composites 33:193.