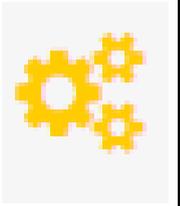




الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
Populaire et Démocratique Algérienne République
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
Scientifique Recherche ladé et Supérieure l'Enseignement de Ministère



جامعة وهران 2 محمد بن أحمد
Université d'Oran 2 Mohamed Ben Ahmed
معهد الصيانة والأمن الصناعي
Institut de Maintenance et de Sécurité Industrielle

Département De Maintenance En Electromécanique

MÉMOIRE

Pour l'obtention du diplôme de Master

Filière : *Génie industrielle*

Spécialité : *Maintenance - Fiabilité - Qualité*

Thème

Dé laminage d'une plaque en composite stratifié sollicitée à une charges statique

Présenté et soutenu publiquement par :

CHELLAL CHAHINEZ

BACHIRI MHAMDI

Devant le jury composé de :

| Nom et Prénom | Grade | Etablissement | Qualité |
|----------------------|-------|---------------|-----------|
| M.ABDI ghezail | MCB | IMSI | President |
| M. ADJLOUA Abdelaziz | MAA | IMSI | Examineur |
| M.ACHECHE habib | MCA | IMSI | Encadreur |

décembre2020

REMERCIEMENTS

*Tout d'abord nous remercions le bon **DIEU** de nous avoir permis de réussir et qui nous a comblé des bienfaits de l'Islam et de la Science.*

*Nous tenons à exprimer nos remerciements et notre profonde reconnaissance envers notre encadreur Mr **ACHECHE HABIB** pour son exigence de clarté et de rigueur, qui nous a beaucoup apporté tout au long de cette dernière année.*

*Nous remercions infiniment tous les professeurs qui nous ont suivis durant nos études à l'**IMSI** et Nous tenons à leurs exprimer notre gratitude et notre reconnaissance pour nous avoir conseillé et guidé dans le droit chemin.*

DEDICACE

Je dédie ce présent mémoire à tous ceux que j'aime:

À

Mes très chers parents

Mes frères, Yahia, Siradj Mounir, Alaa°

Mes grands parents

Mes tantes

Mon amie Houria

Mon Michou

A tous mes très chers amis de l'institut : IMSI

Toute la promotion M2 (MFQ)

HELLAL CHAHINEZ

DEDICACE

Je dédie ce présente travail à :

Mes très chers parents

A mes frères

A toute ma famille

La promotion M2 'MFQ'

Tous mes amis

MHAMDI BACHIRI

RÉSUMÉ

Suite à une alliance entre un renfort fibreux (verre, bore et graphite), et un liant (la résine époxy), le matériau composite offre de nouvelles possibilités dans le domaine de transport et de l'aéronautique. Avec sa densité extrêmement plus faible que celle du métal, ce matériau est caractérisé par de meilleures propriétés de résistance à la pression et à la corrosion. Au cours des dernières années, les progrès de la simulation numérique ont donné lieu à des développements significatifs dans l'étude des matériaux composites et leur modélisation mécanique. À l'heure actuelle, le contrôle du comportement mécanique des matériaux et structures composites, sous charges statiques et dynamiques, est un domaine vaste et complexe de la recherche. La modélisation des phénomènes physiques variés caractéristiques du comportement d'un matériau composite en cours de déformation joue un rôle important dans la conception des structures. Notre étude a pour objectif d'analyser numériquement le facteur d'intensité de contraintes des plaques composites stratifiées en verre, en graphite et en bore avec une matrice époxy [+ α , - α], en présence d'une fissure latérale, en fonction de plusieurs paramètres tels que l'orientation des fibres, le chargement et la longueur de la fissure latérale.

Mots clés : méthode des éléments finis, délaminage, matériaux composites, Facteur d'intensité de contrainte et mode 1.

SOMMAIRE

REMERCIEMENT
DÉDICACE 1
DÉDICACE 2
RÉSUMÉ
SOMMAIRE
NOMENCLATURE
LISTE DE FIGURE
LISTE DE TABLEAUX

| | |
|--|----|
| <i>Introduction générale</i> | 1 |
| <i>Chapitre 1 : Présentation des Matériaux Composites</i> | 3 |
| I.1 Introduction | 4 |
| I.2 Définition | 4 |
| I.3 Classification des matériaux composites | 5 |
| I.4 Différents types de constituants de base | 5 |
| I.4.1 Le renfort | 5 |
| I.4.1.1 Fibres | 5 |
| Formes linéiques | 6 |
| Formes surfaciques | 7 |
| Les mats | 7 |
| Les tissus et rubans | 7 |
| Formes multidirectionnelles | 8 |
| Tresses et préformes | 8 |
| Tissus multidirectionnels | 9 |
| I.4.1.2 Les principales fibres | 9 |
| Fibres de verre | 9 |
| Les avantages de fibres de verre | 10 |
| Les inconvénients de fibres de verre | 10 |
| Fibres de carbone | 11 |
| Les avantages de fibres de carbone | 11 |
| Les inconvénients de fibres de carbone | 11 |
| Les fibres de bore | 11 |
| Les fibres de carbure de silicium | 11 |
| Les fibres d'aramide (Kevlar) | 11 |
| Les fibres végétales | 11 |
| Propriétés des fibres végétales | |

| | | |
|----------------|---------------------------------------|----|
| I.4.2 | La matrice | 13 |
| I.4.3 | Les charges et les additifs | 16 |
| | Charges renforçantes | 17 |
| | Charges non renforçantes | 17 |
| | Charges conductrices et antistatiques | 17 |
| I.5 | Les additifs | 17 |
| | Elaboration des composites | |
| I.5.1 | Matrice organique | 18 |
| I.5.1.1 | Moulage sans pression | 18 |
| I.5.1.2 | Moulage sous vide | 18 |
| I.5.1.3 | Moulage par compression | 19 |
| I.5.1.4 | Moulage par enroulement filamentaire | 20 |
| I.5.1.5 | Moulage par projection | 20 |
| I.5.1.6 | Moulage par pultrusion | 21 |
| I.5.1.7 | Moulage par centrifugation | 22 |
| I.5.2 | Demi-produit | 22 |
| I.5.3 | Matrices métalliques | 23 |
| I.5.4 | Matrices céramiques | 23 |
| I.6 | Architecture des composites | 23 |
| I.6.1 | Définitions | 24 |
| | A. Renfort unidirectionnel | 24 |
| | B. Tissus | 24 |
| | C. Renfort dispersé | 24 |
| | D. Pli | 24 |
| | E. Couche | 24 |
| | | 24 |
| I.6.2 | Stratifiés | |
| | Plan moyen | 24 |
| | Code de représentation d'un stratifié | 25 |
| I.6.2.3 | Stratifié hybride | 25 |
| I.6.3 | Composite sandwich | 26 |
| | | 26 |

Chapitre 2 : Endommagement des matériaux composites

| | | |
|--------------|---|----|
| 2.1 | Introduction | 28 |
| 2.2 | Les matériaux composites | |
| 2.3.1 | Mécanismes d'Endommagement Des Composites | 29 |
| | | 31 |

| | | |
|----------------|---|----|
| 2.3 | Stratifiées | |
| 2.3.2 | Introduction | 31 |
| 2.3.3 | Définition de l'endommagement dans la cas général | 31 |
| | Définition de l'endommagement dans le cas des | 32 |
| 2.3.4 | composites | |
| | Mécanismes d'endommagement des composites | 32 |
| 2.3.4.1 | stratifiés | |
| 2.3.4.2 | Fissuration matricielle | 33 |
| 2.3.4.3 | Décohésion fibre-matrice | 34 |
| 2.3.4.4 | Repture des fibres | 34 |
| 2.3.5 | Délaminage inter-plis | 35 |
| 2.3.6.2 | Modes de rupture | 35 |
| 2.3.6.3 | Délaminage | 40 |
| 2.3.6.4 | Rupture de fibres | 41 |
| 2.3.7 | Forme de la zone endommagée | 41 |
| 2.4.1 | Critère de rupture | 42 |
| 2.4.1.1 | Comportement sous chargement statique | 44 |
| | Modèle d'endommagement pour les composites | 44 |
| 2.4.1.2 | stratifiés | |
| | Application à une structure : la plaque trouée | 44 |

Chapitre 3 : Analyse numérique d'un délaminage des matériaux composites

| | | |
|--------------|---|----|
| 3.2 | Modélisation Numérique | 62 |
| 3.2.1 | Méthode des éléments finis | 63 |
| 3.3 | Résultats et discussions | 64 |
| 3.3.1 | Influence de la largeur de délaminage sur les facteurs d'intensités des contraintes des trois composites | 64 |
| 3.3.2 | Influence de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde sur le rapport K_I / K_{Ic} pour différentes angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$ et différentes longueurs « d » | 66 |
| 3.3.3 | Influence de l'orientation des fibres sur le rapport K_I / K_{Ic} | 71 |

| | | |
|--------------|--|----|
| | au milieu de la plaque | 71 |
| 3.3.4 | Influence de l'orientation des fibres sur le rapport K_I/K_{IC} au bord libre de la plaque | |
| 3.3.5 | Influence de la longueur du délaminage sur le facteur K_I | 72 |
| 3.3.6 | Influence des propriétés mécanique du composite sur le paramètre K_I | 73 |
| 3.3.7 | Influence de la longueur du délaminage sur le facteur K_I pour différentes orientations des fibres du bore/époxyde | 76 |
| 3.3.8 | Influence de la charge appliquée sur le facteur K_I pour différentes orientations des fibres | 77 |
| 3.3.9 | Influence de la charge appliquée sur le facteur K_I pour différents matériaux | 79 |
| | <i>Conclusion générale</i> | 81 |
| | Références bibliographiques | 82 |

NOMENCLATURE

- E_i : Module de Young dans la direction i .
- E_f : Module de Young de fibres.
- E_m : Module de Young de la matrice.
- C_f, C_m : Tenseurs de quatrième ordre de module élastique de fibres et de la matrice respectivement.
- σ' : Tenseur déviatorique.
- ε_0, σ_0 : Contrainte et déformation pure dans la matrice.
- ε, σ : Contrainte et déformation uniaxiale
- f : Fraction volumique de fibres.
- α : Constante de relaxation.
- $\dot{\varepsilon}$: Taux de déformation.
- ε_c : Déformation critique.
- ε_0 : Déformation initiale.
- $[e]$: Vecteur de déformation.
- $[S]$: Matrice de complaisance.
- Σ_u : Contraintes limite de rupture.
- τ : Contrainte de cisaillement.
- r_0 : Rayon de fibre.
- W : Charge
- θ : Angle d'orientation de fibres.
- D : Coefficient du diffusion de l'interface.
- N_i : Efforts dans la direction.
- M_i : Moments de flexion.
- P_i : Force de traction, Force axiale.
- V_i : Force de cisaillement.
- U_{total} : Energie totale du système
- W_{ext} : Travail des forces extérieures appliquées lors de l'avancée de fissure
- U_e : Energie de déformation élastique emmagasinée dans le système
- U_d : Energie dissipée de façon irréversible
- U_c : Energie cinétique
- γ : Energie superficielle de cohésion du matériau
- K : Facteur d'intensité de contrainte
- σ : Contrainte uniforme à l'infini

- a : Longueur de la fissure
- $f(g)$: Facteur de géométrie de l'éprouvette
- τ la contrainte admissible en cisaillement interlaminaire de l'éprouvette,
- w sa largeur,
- t son épaisseur.
- σ la contrainte admissible en flexion de l'éprouvette.
- w sa largeur.
- t son épaisseur,
- E_f son module de flexion
- L la largeur entre appuis du montage d'impact.

LISTE DES FIGURES

Figure I.1 : Les différentes formes de présentation de la fibre du verre

Figure I.2 : Chaîne et Trame d'un Tissu

Figure I.3 : Les principaux types d'armure Utilisés pour le tissage des tissus.

Figure I.4 : Tissage cylindrique et conique

Figure I.5 : Tissus multidirectionnels

Figure I.6 : Organigramme des principaux matériaux de renforts

Figure I.7 : Exemple de représentation schématique de l'agencement des différents composants des fibres de chanvre à l'échelle micrométrique

Figure I.8 : Organigramme des principaux matériaux des matrices

Figure I.9: Moulage en contact

Figure I.10: Moulage sous vide ou au sac

Figure I.11: Moulage par compression

Figure I.12 : Moulage par enroulement filamentaire

Figure I.13 : Moulage par projection

Figure I.14 : Moulage par projection

Figure I.15 : Moulage par centrifugation

Figure I.16 : Constitution d'un stratifié

Figure I.17 : Repérage du plan moyen

Figure I.18 : Désignation d'un stratifié

Figure I.19 : Structure en sandwich

Figure II.1 : Composants de l'appareil A380 en matériau composite.

Figure II.2 : Représentation schématique d'un matériau composite .

Figure II.3 : Les différentes échelles de modélisation d'un stratifié.

Figure II .4 Mécanismes d'endommagement observés dans un composite.

Figure II.5 : Mécanismes de rupture dans un stratifié 0/90/0.

Figure II .6 : Modes de rupture.

Figure II .7 : Cône d'endommagement double.

Figure II.8 : Endommagement hélice.

Figure II.9 : Essai de traction sur plaque trouée.

Figure II.10 : Comparaison expérience simulation du champ de déformation près du trou juste avant rupture.

Figure II.11 : Mise en évidence d'une distance caractéristique.

Figure II.12 : Validation du modèle pour des stratifiés de différentes orientations.

Figure II.13 : Description du comportement mécanique des composites tissés Jusqu'à rupture en présence de gradients de contrainte avec prise en compte des incertitudes.

Figure II.14 : Essai de traction sur filaments simples.

Figure II.15 : Essai de traction sur brins de filaments.

Figure II.16 : Essai de traction sur GFRP pultrudé.

Figure II.17 : Essai de traction sur stratifiés unidirectionnels.

Figure II.18 : Essai de traction sur stratifiés multidirectionnels.

Figure II.19 : Essai de traction entaillé (Open Hole Tensile).

Figure II.20 : Objectif de l'essai.

Figure II.21 : Objectif de l'essai.

Figure II.22 : Mode 1.

Figure II.23(a) : Mode 1.

Figure II.24(b) : Mode 1.

Figure II.25(c) : Mode 1.

Figure III.1 : Modèle géométrique

Figure III.2: Maillage avec des éléments quadrilatéraux de type quadratique

Figure III.3.a: Variation des facteurs d'intensité de contraintes K_I , K_{II} et K_{III} en fonction de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde

pour $\alpha = 0^\circ$ et $d = 30\text{mm}$.

Figure III.3.b: Variation des facteurs d'intensité de contraintes K_I , K_{II} et K_{III} en fonction de la largeur de délaminage du composite graphite/époxyde

pour $\alpha = 0^\circ$ et $d = 30\text{mm}$

Figure III.3.c: Variation des facteurs d'intensité de contraintes K_I , K_{II} et K_{III} en fonction de la largeur de délaminage du composite bore/époxyde

pour $\alpha = 0^\circ$ et $d = 30\text{mm}$.

Figure III.4a: Variation du rapport K_I / K_{Ic} en fonction de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde pour différentes angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$ et pour $d = 30\text{mm}$.

Figure III.4b: Variation du rapport K_I / K_{Ic} en fonction de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde pour différentes angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$ et pour $d = 35\text{mm}$.

Figure III.4c: Variation du rapport K_I / K_{Ic} en fonction de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde pour différentes angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$ et pour $d = 40\text{mm}$.

Figure III.4d: Variation du rapport K_I / K_{Ic} en fonction de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde pour différentes angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$ et pour $d = 45\text{mm}$

Figure III.4e: Variation du rapport K_I / K_{Ic} en fonction de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde pour différentes angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$ et pour $d = 50\text{mm}$.

Figure III.4f: Variation du rapport K_I / K_{Ic} en fonction de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde pour différents angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$ et pour $d=55\text{mm}$

Figure III.4g: Variation du rapport K_I / K_{Ic} en fonction de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde pour différents angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$ et pour $d=60\text{mm}$.

Figure III.5: Variation du rapport K_I / K_{Ic} au milieu de la plaque en fonction de l'angle α du composite verre/époxyde et pour différentes longueurs d .

Figure III.6: Variation du rapport K_I / K_{Ic} au bord libre de la plaque en fonction de l'angle α du composite verre/époxyde et pour différentes longueurs d .

Figure III.7: Variation du FIC K_I en fonction de la longueur du délaminage pour différentes positions (milieu et extérieur).

Figure III.8a: Variation du facteur K_I en fonction de la largeur de délaminage des trois composites (verre/époxyde, graphite/époxyde et bore/époxyde ($\alpha=0^\circ$)).

Figure III.8b: Variation du facteur K_I en fonction de la largeur de délaminage des trois composites (verre/époxyde, graphite/époxyde et bore/époxyde ($\alpha=45^\circ$)).

Figure III.8c: Variation du facteur K_I en fonction de la largeur de délaminage des trois composites (verre/époxyde, graphite/époxyde et bore/époxyde ($\alpha=90^\circ$)).

Figure III.9: Variation du facteur K_I en fonction de la largeur du délaminage du composite bore/époxyde et pour différents angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$.

Figure III.10a: Variation du facteur K_I en fonction de la charge appliquée du composite verre/époxyde et pour $\alpha=0^\circ$.

Figure III.10b: Variation du facteur K_I en fonction de la charge appliquée du composite

verre/époxyde et pour $\alpha=30^\circ$.

Figure III.10c: Variation du facteur K_I en fonction de la charge appliquée du composite verre/époxyde et pour $\alpha=90^\circ$.

Figure III.11: Variation du facteur K_I en fonction de la charge appliquée des trois composites et pour $\alpha=0^\circ$.

Figure III.11: Variation du facteur K_I en fonction de la charge appliquée des trois composites et pour $\alpha=30^\circ$.

Figure III.11: Variation du facteur K_I en fonction de la charge appliquée des trois composites et pour $\alpha=90^\circ$.

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I.1: Types de verres

Tableau I.2 : Principales caractéristiques mécaniques des fibres de base

Tableau. I.3 : Composition en cellulose de quelques fibres naturelles

Tableau. I.4 : propriétés physiques de différentes fibres végétales

Tableau I.3 : Caractéristiques des résines thermoplastiques et thermodurcissables

Tableau III.1 : Propriété des trois composites stratifiés

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Les exigences toujours sévères dans le milieu aéronautique, en termes de sécurité aussi bien qu'en termes de maîtrise de consommation énergétique, ont incité les grands constructeurs des aéronefs à développer des structures légères présentant une meilleure résistance mécanique. L'objectif est notamment d'alléger la structure tout en conservant une bonne rigidité. Les matériaux composites sont par excellence des matériaux qui satisfont à ces exigences.

Grâce à d'excellentes propriétés mécaniques spécifiques, légèreté, bonne résistance chimique et meilleure tenue en fatigue, l'utilisation des matériaux composites s'est rependue dans différents secteurs industriels, en particulier le secteur aéronautique. En outre, la progression rapide des techniques de mise en forme des matériaux composites a contribué largement à leurs croissances à l'échelle mondiale.

Parmi les matériaux composites les plus utilisés actuellement figurent les matériaux à matrices organiques. Du fait que l'on peut modifier la nature des matériaux constitutifs le composite (densité, propriétés mécaniques, physiques et chimiques), il est possible de concevoir des structures adaptées aux applications bien définies.

Toutefois, la sensibilité des structures composites aux endommagements et soulève beaucoup d'inquiétudes et restreint relativement leur champ d'applications. En effet, une structure aéronautique est exposée incontestablement à des phénomènes de divers formes et de rigidité variable. Ces phénomènes provoquent généralement des dommages locaux ayant des conséquences souvent dramatiques sur les performances mécaniques des structures aéronautiques.

Au cours de ces dernières années, plusieurs travaux de recherches ont été menés afin de mieux comprendre le comportement en rupture sous différents phénomènes (fissurations, impacts...etc.) des matériaux composites, afin de

construire des structures plus tolérantes aux dommages. C'est dans ce cadre que s'est inscrit un mémoire de master mené au sein de notre institut de maintenance et sécurité industrielle de l'université Oran2 Mohamed Ben Ahmed.

L'objectif général de ce projet est d'évaluer le comportement mécanique des matériaux composites stratifiés sous un chargement statique en présence d'un délaminage.

Pour mener à bien ce travail, nous avons jugé utile de diviser ce mémoire en trois chapitres :

Le premier chapitre présente une généralité sur les structures composites

Le deuxième chapitre, quant à lui, présente une généralité sur l'endommagement des matériaux composites organiques ainsi qu'une synthèse bibliographique générale des travaux théoriques et expérimentaux sur le comportement des structures composites stratifiées sous des sollicitations statiques.

Le troisième chapitre présente les matériaux de l'étude en présence d'une fissure latérale sous l'effet de plusieurs paramètres.

Enfin, notre travail se conclut en présentant un récapitulatif des principaux résultats apportés par ce projet.

Chapitre 1

Présentation des Matériaux Composites

1.1 Introduction

A l'image des technologies qui ont caractérisé l'évolution rapide de la science durant la dernière moitié du XX siècle, les matériaux, voire même leur concept, ont été marqués par des évolutions fondamentales. Pendant longtemps, le tout métallique, caractérisé par le développement de l'industrie sidérurgique, a rempli le cahier des charges de toutes les applications industrielles. L'introduction de nouvelles familles de matériaux à partir des années 70 a non seulement occasionné d'autres matériaux dans un espace initialement réservé aux matériaux métalliques, mais surtout amené à penser différemment les concepts associés aux choix des matériaux.

Par conséquent, les nouveaux matériaux nécessitent de la part des constructeurs une meilleure maîtrise des différentes étapes qui vont de la conception du matériau à son utilisation en passant par sa réalisation.-1-

La caractérisation d'un matériau composite doit tenir compte de toutes les conditions et considérations afin de mieux définir désormais, son rôle et ses performances à pouvoir même remplacer certains matériaux métalliques d'égale résistance mais plus léger et encore mieux résistant dans des milieux les plus agressifs.

L'utilisation des matériaux composites implique des choix restreints conditionnés par les caractéristiques des différents éléments du matériau choisi (résines, fibres, additifs, ...) et par le procédé de mise en œuvre. La connaissance de toutes les caractéristiques de la matière première permettent, par la sommation de leurs performances (physiques, chimiques, mécaniques, ...etc.), de définir celles du produit final.

Pour l'étude du comportement d'un matériau composite et pouvoir ainsi établir ces propriétés, il est impératif de connaître son rôle et sa destination selon un cahier des charges pré établi, comment et par quoi le caractériser.

1.2. Définition :

Un matériau composite est l'assemblage de deux ou plusieurs matériaux non miscibles, de nature différente, et dont les propriétés sont la somme de celles des constituants, ou mieux encore, par effets de synergie et non pas d'addition, un dépassement des caractéristiques originelles.

1.3 Classification des matériaux composites :

Il est possible de définir des classes de matériaux composites en se référant à la nature ou à la forme des constituants.

- La forme des renforts
 - ✓ Matériaux composites à fibres
 - ✓ Matériaux composites à particules
- La nature des matrices
 - ✓ Matériaux composites à matrice organique
 - ✓ Matériaux composites à matrice métallique
 - ✓ Matériaux composites à matrice minérale

1.4. Différents types de constituants de base :

Les différents constituants du composite sont les renforts, la matrice, les charges et les additifs.

1.4.1. Le renfort :

Le renfort est tout simplement le squelette ou l'armature du composite ; il confère aux composites leurs caractéristiques mécaniques : rigidité, résistance à la rupture, dureté, etc. Il permet aussi d'améliorer certaines des propriétés physiques : comportement thermique, tenue en hautes températures, tenue au feu, résistance à l'abrasion, propriétés électriques, etc. parmi ces renforts on peut citer :

1.4.1.1 Fibres :

Les fibres sont des éléments du matériau composite qui apportent généralement les propriétés mécaniques recherchées. Elles se présentent sous forme de filaments de plus au moins longs.

Les fibres se présentent sous diverses formes commerciales :

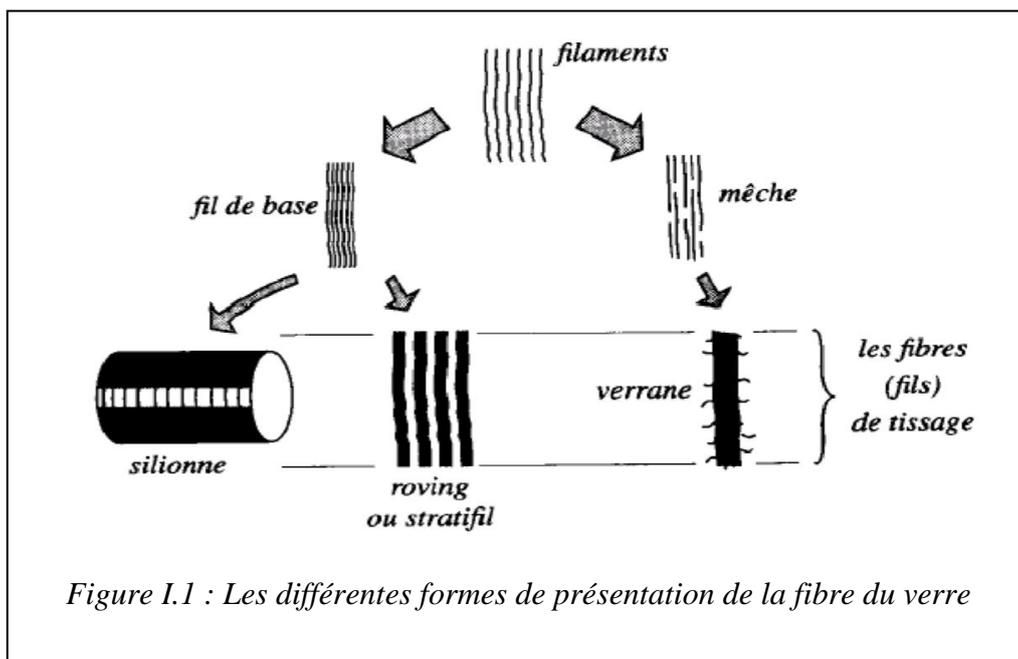
- Linéiques (fils, mèches, ... etc.)
- Tissus surfaciques (tissus simples, mats, etc.)
- Multidirectionnelles (tresses, tissus complexes, ...etc.)

Il existe également des fibres courtes de 1 à 2mm qui sont dispersées dans la matrice, ou encore des fils coupés de 15 à 50mm de longueur. Leur utilisation est encore limitée en raison des difficultés de fabrication.

A. Formes linéiques [3] :

Les fibres sont élaborées suivant un diamètre de quelques microns seulement (filaments élémentaires) ; trop petites pour l'utilisation unitaire, elles sont par conséquent réunies en fils ou en mèches de différentes formes :

- Fil de base : ensemble de filaments élémentaires.
- Fil simple : ensemble de fils de base unitaires continus ou discontinus, maintenus ensemble par torsion.
- Fil retors : ensemble de fils simples retordus ensemble.
- Fil câblé : ensemble de fils retors, avec éventuellement des fils simples retordus une ou plusieurs fois ensemble
- Mèches : ensemble de fibres élémentaires discontinues
- Stratifiée : ensemble de fils de base continus. L'unité de masse linéique est le tex (1 tex = 1 g/Km).

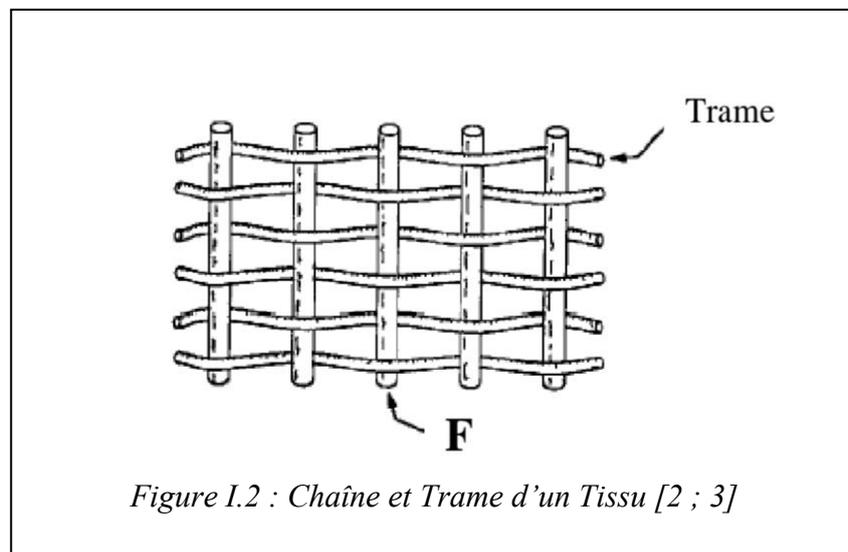


B. Formes surfaciques

Des ensembles linéaires décrits précédemment on peut réaliser les formes surfaciques suivantes :

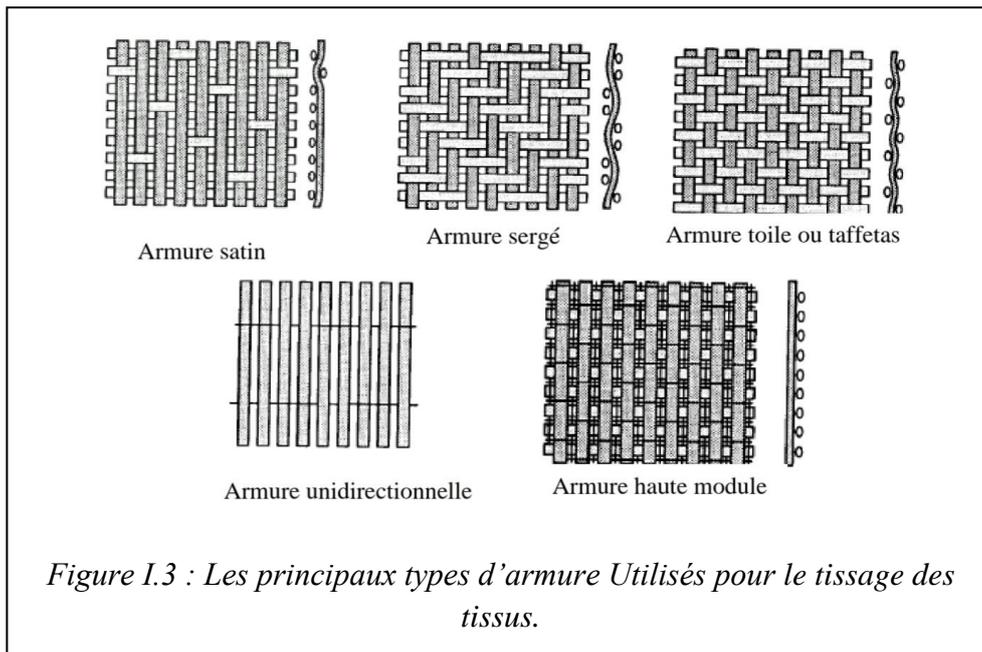
B.1. Les mats : Ce sont des nappes de fils continus ou discontinus, disposés dans un plan sans aucune orientation préférentielle, et maintenus ensemble par un liant soluble ou non dans les résines. L'absence d'orientation préférentielle des fibres conduit à une isotropie des propriétés mécaniques du mat dans son plan.

B.2. Les tissus et rubans : Ensemble de fils, stratifiés ou mèches réalisées sur un métier à tisser, composé d'une chaîne et d'une trame (Figure I.2)



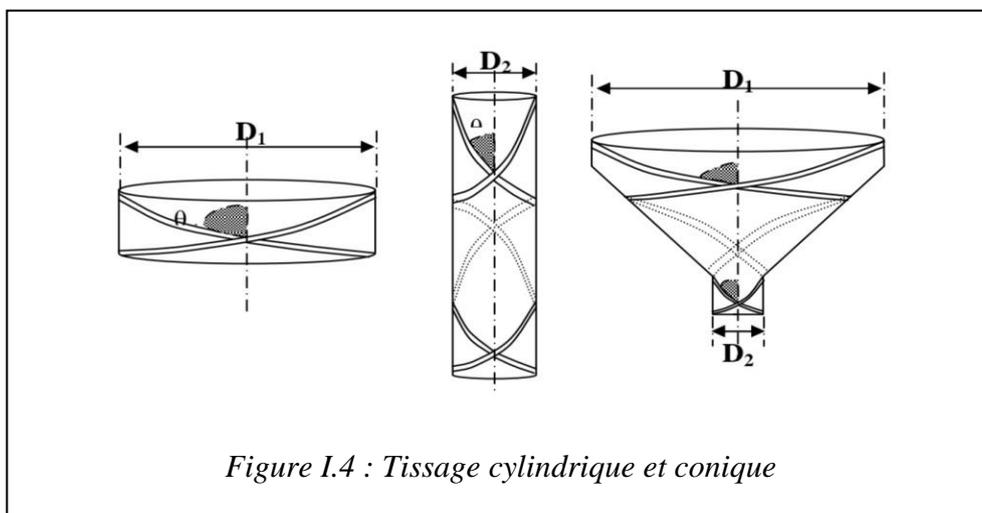
Selon le schéma d'entrecroisement des fils de chaîne et les fils de trame, que l'on nomme l'armure du tissu, on distingue plusieurs types de tissage (Figure I.3.)

- Armure toile ou taffetas
- Armure satin
- Armure sergé
- Armure haute module
- Armure unidirectionnelle



C. Formes multidirectionnelles

C.1. Tresses et préformes : Tissage cylindrique ou conique avec des entrecroisements réguliers des fils qui a la particularité d'être modulable en diamètre. Les fils s'entrecroisent en hélice. Le diamètre de la tresse est lié au pas de l'hélice, par conséquent à l'angle que font les fils entre eux. Ce tissage nous permet des révolutions très résistantes ayant un diamètre variable le long de l'axe. [4 ; 7]



C.2. Tissus multidirectionnels : Les fibres sont tissées dans plusieurs directions. Ceci permet d'obtenir un tissu très dense et épais mais par conséquent peu souple, il est utilisé par exemple pour la réalisation de tuyère. Des tissages 3D et 4D sont montrés respectivement par les figures I.5 (a) et I.5 (b) [4 ; 6]

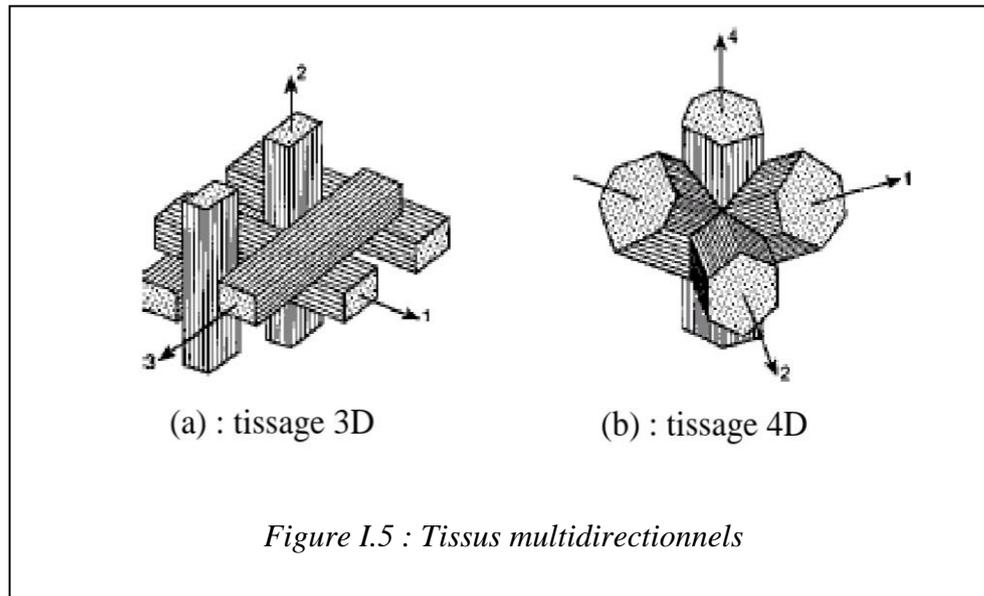


Figure I.5 : Tissus multidirectionnels

I.4.1.2 Les principales fibres :

A. Fibres de verre :

C'est la fibre la plus utilisée vu son excellent rapport performances mécaniques/ prix, ça place est au premier rang des renforts utilisés dans les matériaux composites.

Les fibres de verre sont fabriquées à partir d'un mélange à base de silice (SiO_2), qui est fondu à une température 1200°C puis passé dans une filière en platine, et les filaments sont étirés avant refroidissement à un diamètre de 5 à 13 μm à une vitesse de 60 m/s. En faisant varier la composition du mélange (silice, kaolin, chaux...etc.) on peut obtenir différents types de verre voire tableau suivant.

| Principaux constituants (%) | Type de verre | | |
|-----------------------------|---------------|---------|----|
| | E | D | R |
| Silice S_iO_2 | 53-54 | 73-74 | 60 |
| Alumine AL_2O_3 | 14-15 | | 25 |
| Chaux CaO- Magnésie M_gO | 20-24 | 0.5-0.6 | 9 |
| Oxyde de bore B_2O_3 | 6-9 | 22-23 | 6 |

Tableau I.1: Types de verres

Le verre E est utilisé pour les composites GD, les verres D pour les circuits imprimés (en raison de leur propriétés diélectrique), et le verre R pour les composites HP (à cause de leurs haute résistance mécanique).

Les propriétés de la fibre de verre dépendent du type de verre utilisé (E, D, R) et du mode de filage (continu ou discontinu)

A.1. Les avantages de fibres de verre

- Rapport performances mécaniques/prix
- Bonne résistance spécifique (pour verre R)
- Bonne adhérence avec toutes les résines (existence d'ensimage)
- Tenue à température élevée
- Dilatation et conductivité thermique faibles
- Bonne propriétés diélectriques

A.2. Les inconvénients de fibres de verre

- Faible module (par rapport à la fibre de carbone ou d'aramide)
- Vieillissement au contact de l'eau

B. Fibres de carbone :

Les fibres de carbone sont fabriquées d'une matière organique de base (appelée précurseur) constituée de fibre acrylique à partir du poly acrylonitrile (PAN). En raison de la diversité des techniques de fabrication et de nombre

de paramètres entrant en jeu, les fibres produites ont des propriétés plus au moins différentes. On distingue deux groupes :

- Les fibres à haut ténacité (HT) ou haute résistance (HR) $\sigma_{tr} = 3000 \text{ M}_{pa}$
- Les fibres à haut module (HM) de module en traction élevé $E_{tr} = 400000 \text{ M}_{pa}$

B.1. Les avantages de fibres de carbone

- excellentes propriétés mécaniques (R_t , R_c , E)
- très bonne tenue en température (atmosphère non oxydante)
- dilatation thermique nulle
- bonne conductibilité thermique et électrique
- bonne tenue à l'humidité
- usinabilité aisée
- faible densité

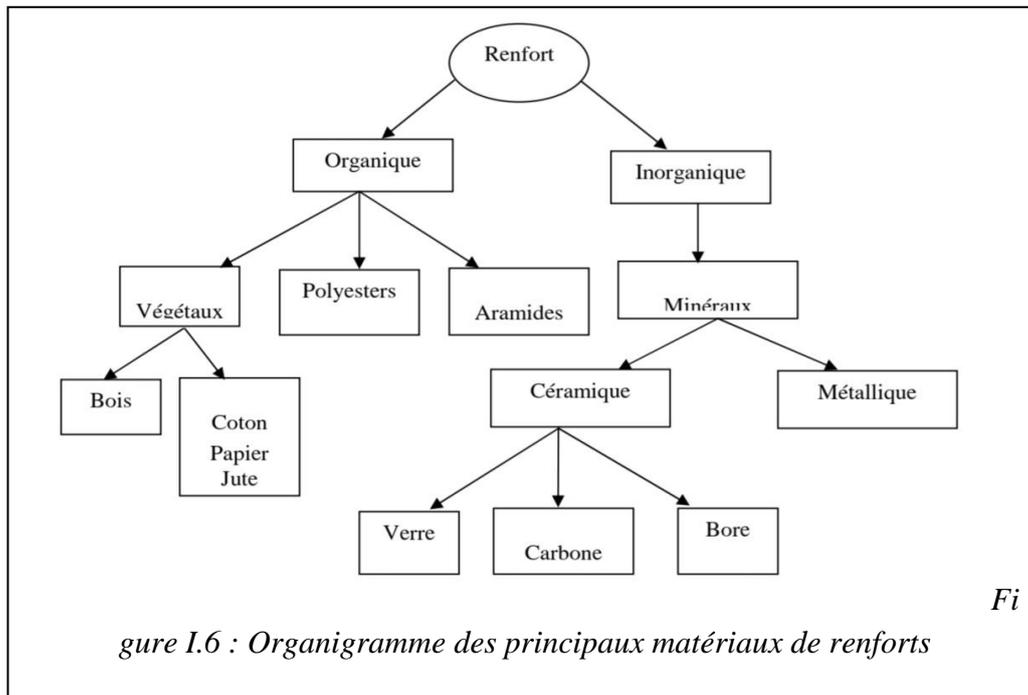
B.2 Les inconvénients de fibres de carbone

- prix très élevé
- tenue limitée aux chocs et à l'abrasion
- mauvais comportement avec l'oxygène (à partir de 400°C), avec les acides oxygénant à chaud et avec les métaux (corrosion galvanique)
- adhésion difficile avec les résines

C. Les fibres de bore : Obtenues par dépôt chimique de chlorure de bore (BCI) et de l'hydrogène (H_2) sur un fil de tungstène de diamètre $13\mu\text{m}$ chauffé à une température comprise entre 1100 et 1300°C par effet joule.

D. Les fibres de carbure de silicium Le principe d'élaboration est analogue à celui de fibres de bore, le dépôt résulte de la décomposition chimique à 1200°C du méthyltrichlorosilane en présence d'hydrogène.

E. Les fibres d'aramide (Kevlar) : Ce sont des polyamides des aromatiques (ou polyamide) dont la structure est composée de noyaux benzéniques reliés par des groupe CO et HN. Les principaux matériaux de renfort sont :



On peut résumer les caractéristiques de ces fibres dans le tableau suivant :

| Fibre | Densité ρ en Kg/m ³ | Charge de rupture en traction En MPa | Charge de rupture en compression MPa | Allongement à la rupture En% | Module d'élasticité longitudinale en MPa | Diamètre du filament élémentaire En μ m |
|---------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|--------------------------------------|------------------------------|--|---|
| Verre E | 2.54 | 3400 | 1200 | 4.8 | 73000 | 3 – 30 |
| Verre R | 2.48 | 4400 | 1300 | 5.4 | 86000 | 3 – 30 |
| Aramide Bas module | 1.45 | 3100 | 500 | 2 | 70000 | 12 |
| Aramide haut module | 1.45 | 3100 | 500 | 1 | 130000 | 12 |
| Carbone HT | 1.78 | 2800 | 1800 | 0.5 | 200000 | 8 |
| Carbone | 1.8 | 2200 | 1300 | - | 400000 | 8 |
| Bore | 2.63 | 3500 | 3500 | 0.8 | 400000 | 100 – 200 |
| Acier XC10 | 7.85 | 1000 | - | - | 210000 | - |
| Aluminium | 2.63 | 358 | - | - | 69800 | - |

Tableau I.2 : Principales caractéristiques mécaniques des fibres de base [1 ; 2]

F. Les fibres végétales

Les fibres végétales sont issues de la biomasse, elles peuvent être extraites du fruit, de la tige ou de la feuille d'une plante, elles sont principalement composées de cellulose, d'hémicelluloses, de lignines et de pectines. [8].

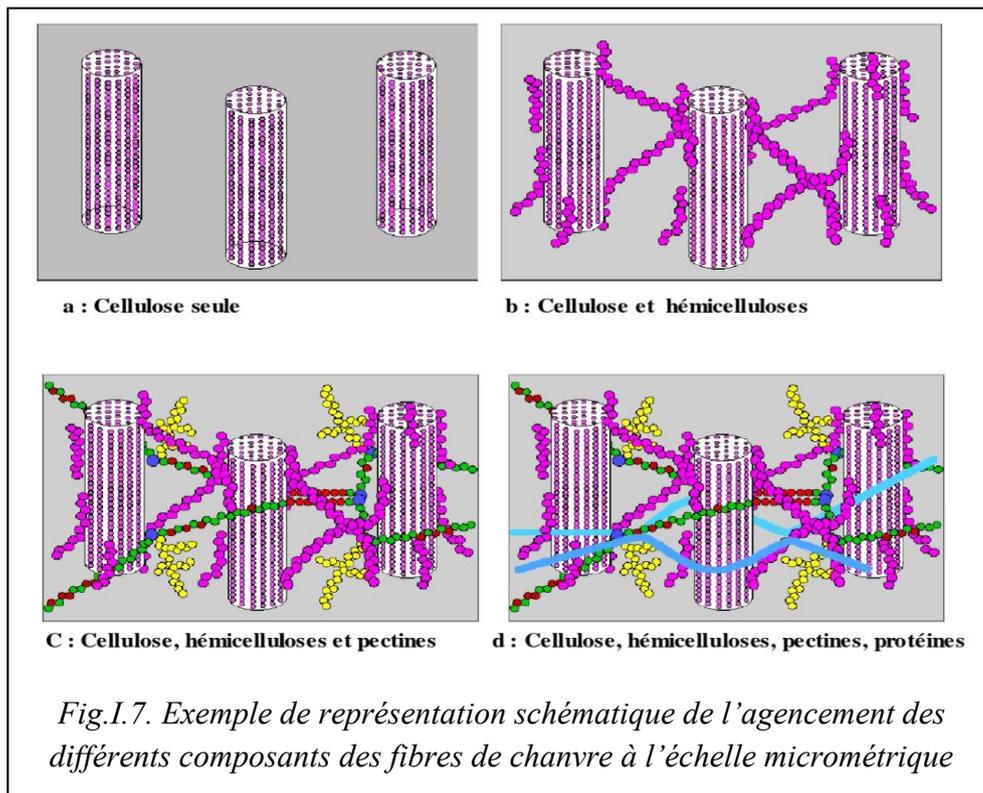
Les proportions de ces constituants varient beaucoup selon les fibres et la cellulose est l'élément constitutif majeur (**Tableau .1.3**), chaque fibre se présente sous la forme d'un bio composite multicouches dans lequel la lignine joue le rôle d'une matrice enrobant l'élément structurant très rigide qu'est la cellulose.

| Fibre | % de cellulose |
|--------------|-----------------------|
| Coton | > 90,0 |
| Jute | 64,4 |
| Chanvre | 55,0 |
| Lin | 64,1 |
| Ramie | 68,6 |

Tableau.I.3 : Composition en cellulose de quelques fibres naturelles

F.1 Propriétés des fibres végétales

À l'échelle microscopique l'architecture des fibres est complexe selon Sedan [9], elles sont constituées par des fibrilles, elles-mêmes formées par des chaînes de cellulose (Figure .I.7), les chaînes de cellulose s'associent entre elles de façon parallèle par des liaisons hydrogène pour former des micros fibrilles dont la section (de l'ordre de quelques nm) est variable selon les espèces végétales [10], l'enchaînement des unités constitutives de la cellulose induit une rigidité des chaînes qui alliée à la grande régularité des enchaînements et au développement des liaisons hydrogènes inter et intra moléculaires, est particulièrement favorable à une cristallinité élevée, la formation de zones cristallines très cohésives est responsable de l'essentiel des propriétés physiques et chimiques de ce matériau.



A l'intérieur de la fibre, les chaînes cellulosiques sont réunies en microfibrilles qui en s'agglomérant forment des fibrilles sur plusieurs couches, l'angle qui existe entre ces éléments très structurés et l'axe de la fibre conditionne la rigidité de la fibre [11], les liaisons hydrogènes qui s'établissent le long entre les chaînes macromoléculaires sont à la base des bonnes propriétés des fibres cellulosiques [12]. De point de vue mécanique, la cellulose cristalline est l'un des polymères ayant le module d'élasticité le plus élevé, environ 136 GPa à comparer aux 75 GPa de la fibre de verre, cette rigidité provient de la structure cristalline qui suit un agencement supramoléculaire hélicoïdal très ordonné, lors d'une elongation des fibres, il se produit un couplage torsion/traction qui peut avoir des conséquences sur l'interface, sur la déformation ou sur les mécanismes de rupture d'un composite.

Du point de vue thermique, la plupart des fibres naturelles perdent de leur rigidité dès 160°C et on voit la lignine se dégrader aux alentours de 200°C. [9] a observé des effets irréversibles comme le changement de viscosité, l'augmentation de la dégradation avec l'oxydation néanmoins la destruction de l'ordre cristallin n'apparaît qu'au-dessus de 320°C par agitation thermique des molécules [10]. L'attrait des fibres végétales et leur retour comme matériaux

potentiels dans le secteur du textile et des composites sont dues aux différents avantages qu'elles présentent, bien entendu, l'effet de ces avantages varie d'une fibre à une autre et dépende de la composition chimique et physique, la structure, le pourcentage de cellulose, l'angle micro fibrillaire, la section et le degré de polymérisation (Tableau.I.4)

| Fibres | Cellulose (%) | Angle microfibrillaire (°) | Diamètre (µm) | Longueur (mm) | Rapport L / d |
|---------|---------------|----------------------------|---------------|---------------|---------------|
| Coton | 85 - 90 | 33 | 19 | 35 | 1842 |
| Lin | 71 | 10 | 5 - 76 | 4 - 77 | 1687 |
| Chanvre | 70 - 74 | 6.2 | 10 - 51 | 5 - 55 | 960 |
| Jute | 61.1 - 71.5 | 8 | 25 - 200 | 9 - 70 | 110 |
| Ramie | 68.6 - 76.2 | 7.5 | 16 - 126 | 40 - 250 | 3500 |
| Sisal | 66 - 78 | 20 | 7 - 47 | 0.8 - 8 | 100 |
| Coco | 32 - 43 | 45 | 12 - 24 | 0.3 - 1 | 35 |
| Alfa | 45 | - | 5 - 95 | 5 - 50 | 1964 |

Tableau.I.4 : propriétés physiques de différentes fibres végétales

Parmi ces avantages, on peut citer [13] :

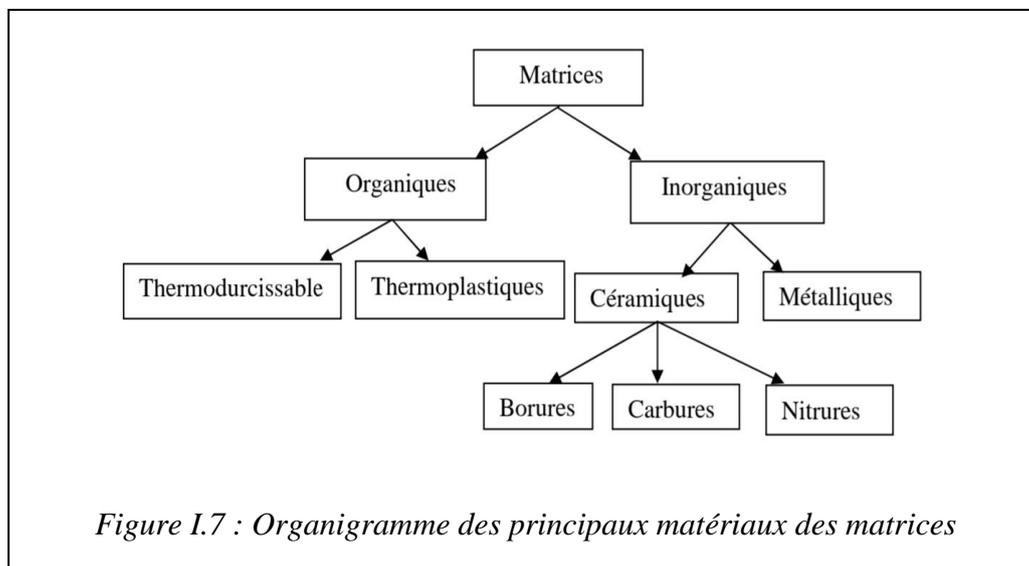
- Leur biodégradabilité ;
- Faible densité (allègement) ;
- Leur renouvelabilité ;
- Leurs bonnes propriétés mécaniques spécifiques (rapportées à leur densité et à leur Section);
- Leurs bonnes propriétés d'isolation acoustique et d'inertie thermique ;
- L'absence de résidus après incinération ;
- Un bilan carbone faible ;
- Un hydrophile (propriétés d'absorption/désorption d'eau) ;
- Un faible comportement abrasif ;

Cependant, malgré ces nombreux avantages, les fibres végétales présentent certaines Limites à leur utilisation, telles que [13] :

- Une faible stabilité dimensionnelle ;
- Une faible tenue thermique (dégradation à 200° - 230°C) ;
- Une variabilité de propriétés assez importante selon l'âge, le lieu de croissance, le climat, la direction (anisotropie) et même d'une fibre à une autre appartenant au même lot ;
- Pour certaines applications, l'hydrophilie et la biodégradabilité peuvent être des freins ;
- Une dépendance de la récolte (point de vue qualitatif et quantitatif) ;

I.4.2 La matrice [1 ;2] :

La matrice constitue l'élément de liaison entre les divers éléments constitutifs et donne la forme voulue au produit réalisé. Elle assure également une protection chimique. Les matrices doivent présenter une bonne compatibilité avec le renfort. En outre, elles doivent avoir une masse volumique faible de manière à permettre aux matériaux composites de conserver ces caractéristiques mécaniques spécifiques élevées. On distingue deux grandes familles de matrice (Figure I.7)



Le tableau suivant présente quelques caractéristiques des résines TP et TD

| Matrices résineuses | | ρ_m Kg/m ³ | E_m MPa | G_m Mpa | ν_m | σ_m MPa | A % | α 10 ⁻⁵ °C ⁻¹ | T_{max} °C |
|---------------------|-----------------------------|-------------------------------|--------------|-----------|---------|-------------------|-----------------|--|-----------------|
| Thermodurcissables | Epoxyde | 1200 | 4500 | 1600 | 0.4 | 130 | 2(100°C) | 11 | 90 à 200 |
| | Phénolique | 1300 | 3000 | 1100 | 0.4 | 70 | 6(200°C) 2.5 | 1 | 120 à 200 |
| | Polyster | 1200 | 4000 | 1400 | 0.4 | 80 | 2.5 | 8 | 60 à 200 |
| | Polycarbonate | 1200 | 2400 | | | 60 | | 6 | 120 |
| | Vinylester | 1150 | 3300 | | | 75 | 4 | 5 | >100 |
| | Silicone | 1100 | 2200 | | | 35 | | | 100 à 350 |
| | Uréthane | 1100 | 700 à 7000 | | | 30 | 100 | | 100 |
| Polyimide | 1400 | 4000 à 19000 | 1100 | 0.35 | 70 | 1 | 8 | 250 à 300 | |
| Thermoplastiques | Polypropylène | 900 | 1200 | | | 30 | 20 à 400 | 9 | 70 à 140 |
| | Polysulfure de phénylène | 1300 | 4000 | | | 65 | 100 | 5 | 130 à 250 |
| | Polyamide | 1100 | 2000 | | | 70 | 200 | 8 | 170 |
| | Polyéther sulfone | 1350 | 3000 | | | 85 | 60 | 6 | 180 |
| | Polyéther imide | 1250 | 3500 | | | 105 | 60 | 6 | 200 |
| | Polyétheréthercétone | 1300 | 4000 | | | 90 | 50 | 5 | 140 à 250 |

Tableau I.3 : Caractéristiques des résines thermoplastiques et thermodurcissables [1 ; 2]

I.4.3 Les charges et les additifs :

Les charges et les additifs : sont utilisés pour améliorer les caractéristiques mécaniques et physiques et pour faciliter la mise en œuvre.

A. Charges renforçantes

- Des sphères pleines ou creuses généralement en verre, en carbone ou en époxydes.
- Non sphériques ou des écailles de dimension transversal 100 à 500 μm et d'épaisseur de 10 à 20 μm . Généralement elles sont ajoutées à des résines dans des applications électriques ou électroniques.

B. Charges non renforçantes : Permettent de diminuer le coût des résines tout en gardant les performances. Les principales charges sont en carbonates et silicates (les silices). On a aussi les charges ignifugeantes qui ont pour rôle de réduire ou d'empêcher les phénomènes de combustion. Par exemples l'hydrate d'alumine, l'oxyde d'antimoine.

C. Charges conductrices et antistatiques

- Poudre ou paillettes métalliques en cuivre, fer, aluminium
- Des microbilles de verre métallisées (cuivre argent)

- Des particules de carbone (noir de carbone)
- Des filaments métalliques

D. Les additifs : Les additifs, se trouvent en faible quantité et interviennent comme :

- Lubrifiants et agents de démoulage
- Pigments et colorants
- Agents anti-retraits
- Agents anti-ultraviolets

1.5 Elaboration des composites :

Le mélange renfort/matrice ne devient un véritable matériau composite résistant qu'au terme des dernières phases de fabrication, c'est-à-dire durant le durcissement de la matrice. Il sera alors impossible de le modifier ultérieurement, comme on peut modifier la structure d'un alliage métallique, par traitement thermique par exemple. Dans le cas des composites à matrice résineuse, cette dernière doit être polymérisée.

L'élaboration des composites se fait suivant la nature des matrices à savoir :

1.5.1. Matrice organique

Il existe des procédés de moulage spéciaux pour la fabrication de différentes pièces suivant la demande spécifique attendue. On distingue plusieurs procédés d'élaboration dont les plus courants sont :

1.5.1.1 Moulage sans pression (moulage au contact, moulage par projection simultanée)

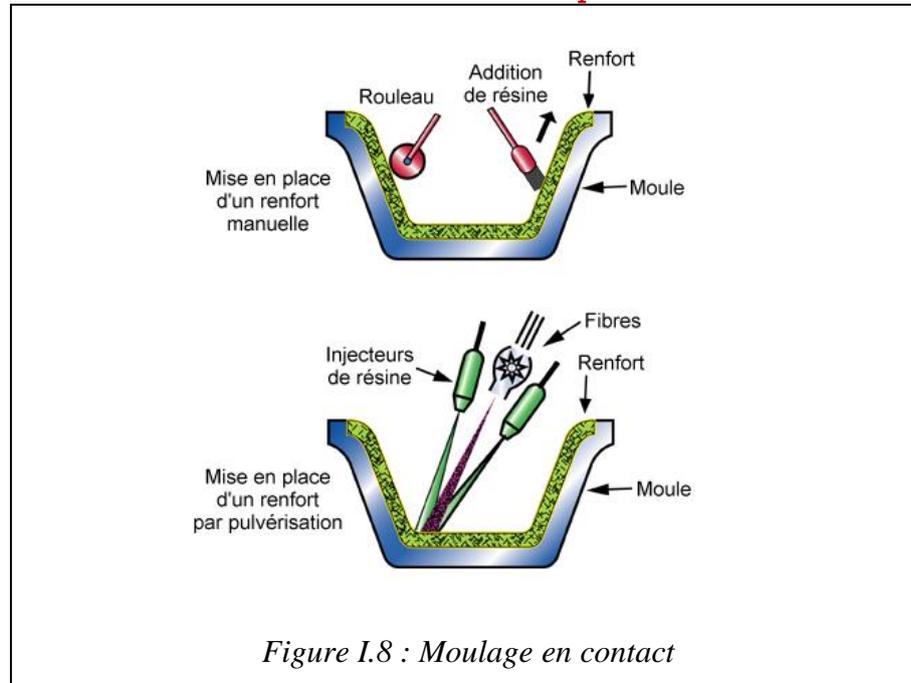


Figure 1.8 : Moulage en contact

Dans les méthodes de mise en œuvre manuelle, (hand Lay-up), on enduit avec une résine un moule ouvert (fait en polymère renforcé de fibres de verre, en bois, en plâtre, en ciment ou en alliage métallique léger) pour donner au moulage une peau superficielle lisse. Lorsque celle-ci a réticulé, on dépose à la main une couche de renfort (des fibres de verre ou de carbone tissées ou tricotées), on applique la résine avec une brosse ou un pistolet vaporisateur, on lamine ensuite la couche pour distribuer complètement la résine à travers les fibres. On répète cette opération couche après couche jusqu'à ce que l'on atteigne l'épaisseur désirée. Dans le pistolage (spray-up) on mélange une résine avec des fibres coupées que l'on pistole dans un moule ; on utilise cette technique pour de grandes pièces pour lesquelles le pourcentage de renfort doit être important (figure 1.8).

1.5.1.2 Moulage sous vide

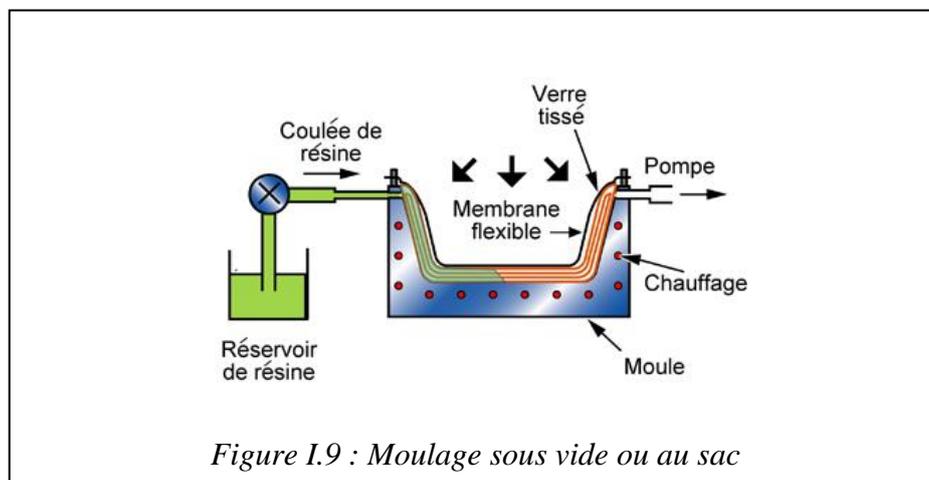
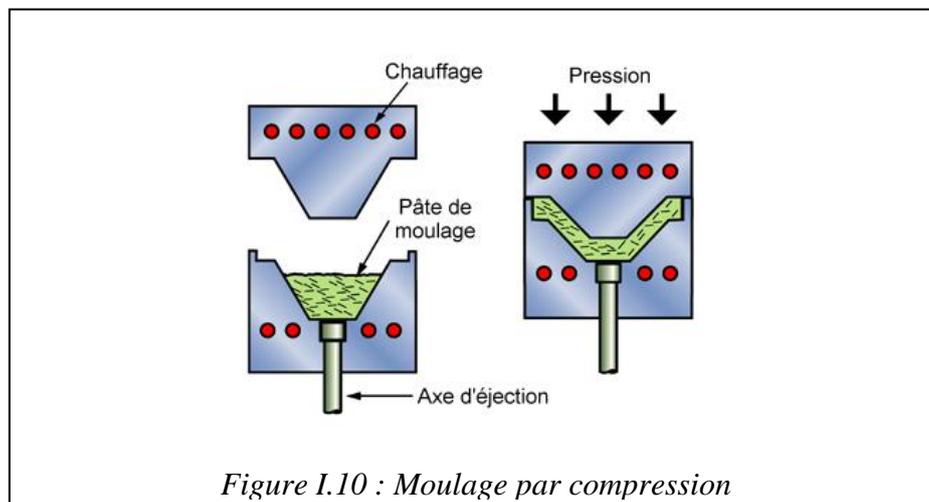


Figure 1.9 : Moulage sous vide ou au sac

Le moulage par transfert de résine sous vide (varthm) est une technique, impliquant des coûts d'outillage réduit, pour fabriquer de grandes pièces complexes avec des matériaux composites.

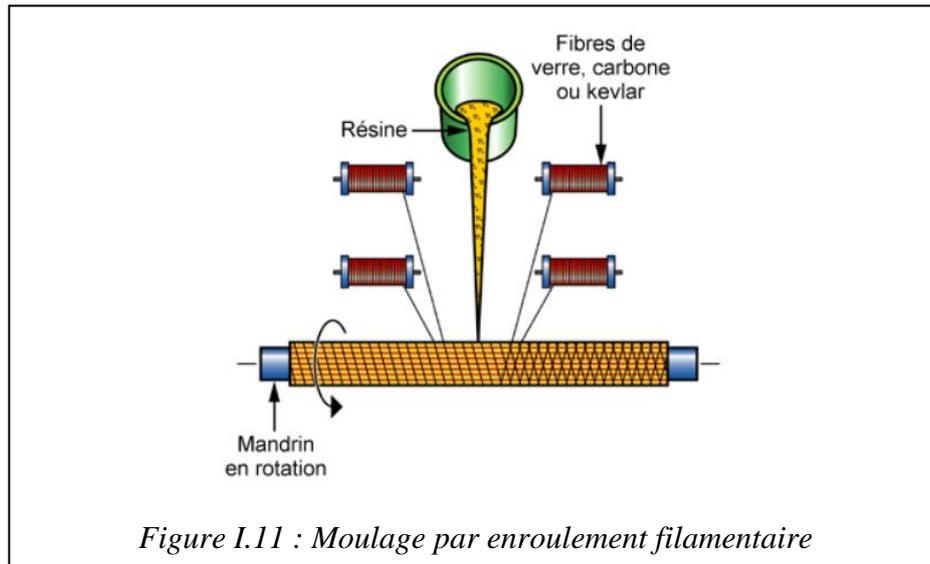
On dispose le renfort dans le moule sous forme de couches de tissus secs. Ces renforts sont recouverts par une pellicule de démoulage et l'ensemble est mis dans un sac. On aspire la résine dans le sac par le vide et elle s'écoule en imprégnant les tissus, ensuite on la fait polymériser (figure 1.9).

1.5.1.3 Moulage par compression (moulage par compression à froid, moulage par compression à chaud).



Le moulage de compounds préimprégnés en masse (bmc) est un des procédés les plus économiques pour la production de grandes séries de pièces de petites et de moyennes dimensions. Dans ce procédé, on place une préforme de compound de moulage (résine, renfort, catalyseur et additifs déjà pré-mélangés dans des proportions optimales) dans la cavité d'un moule chauffé, et ensuite on la presse aux dimensions finales. On utilise des pressions qui vont de 0,5 à 15 MPa (figure 1.10).

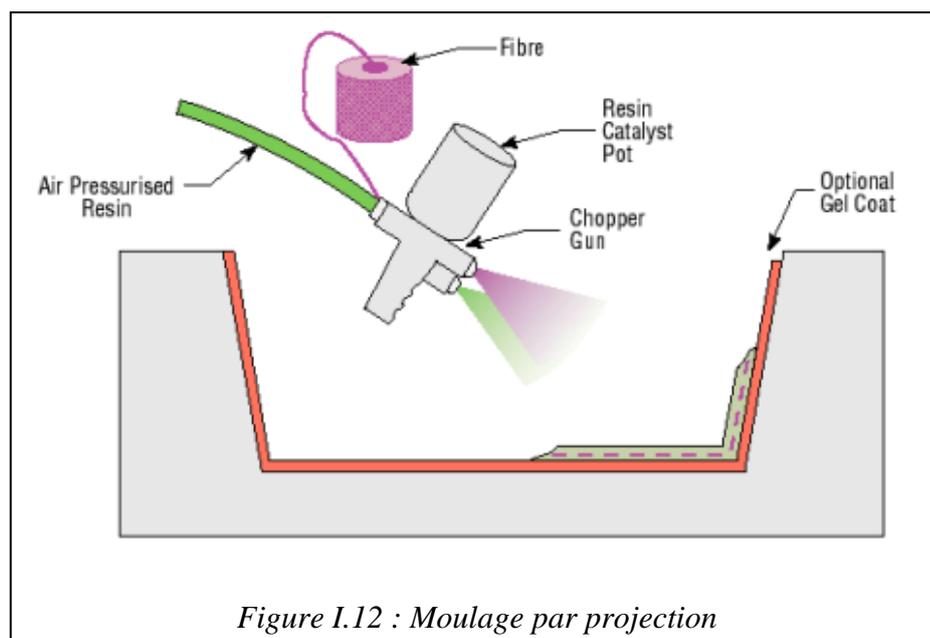
1.5.1.4 Moulage par enroulement filamentaire (enroulement circonférentiel, enroulement hélicoïdal continu et discontinu, enroulement polaire).



Des pièces à symétrie axiale sont produites en enroulant le renfort imprégné de résine (faisceau de fibres ou bandelette) sur un mandrin en rotation fait en acier ou en plâtre. On choisit le schéma d'enroulement – hélicoïdal, circulaire ou polaire – pour maximaliser les performances de l'application (figure 1.11).

1.5.1.5 Moulage par projection [15]

La résine catalysée et les fibres de renfort coupées sont projetées simultanément au moyen d'un pistolet sur une forme (figure 1.12)



1.5.1.6 Moulage par pultrusion [16]

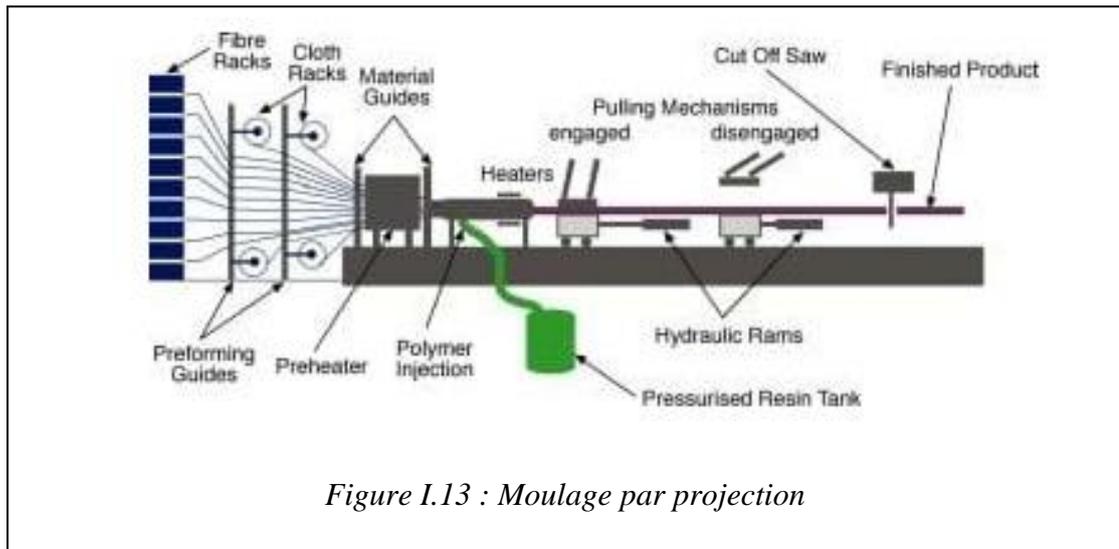


Figure I.13 : Moulage par projection

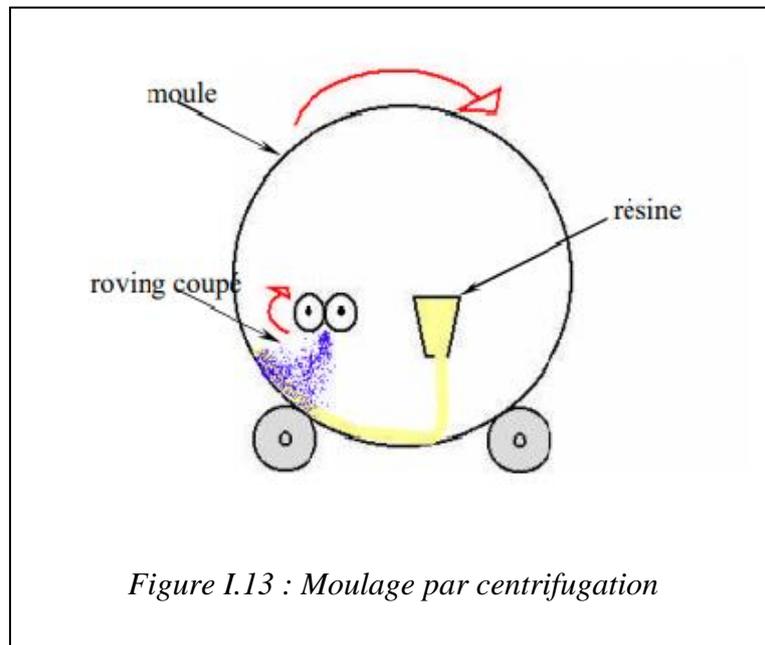
Les fibres sont tirées d'un cantre à travers un bain de résine, puis à travers une filière chauffée. La matrice achève l'imprégnation de la fibre, contrôle la teneur en résine et durcit le matériau dans sa forme finale lors de son passage à travers la matrice. Ce profil durci est ensuite automatiquement coupé à la longueur. Des tissus peuvent également être introduits dans la filière pour fournir une direction de fibre autre qu'à 0°. Bien que la pultrusion soit un procédé continu, produisant un profil de section constante, une variante connue sous le nom de « pulforming » permet d'introduire une certaine variation dans la section. Le processus tire les matériaux à travers la matrice pour l'imprégnation, puis les serre dans un moule pour le durcissement. Cela rend le processus non continu, mais tient compte de petits changements de section transversale (figure 1.13).

1.5.1.7 Moulage par centrifugation

Principe

Procédé de moulage limité aux enveloppes cylindriques. A l'intérieur d'un moule cylindrique en rotation à basse vitesse, on dépose des fils coupés à partir de rowing (ou du mat), de la résine catalysée et accélérée et éventuellement des charges granulaires. 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.



1.5.2. Demi-produit

Pour la mise en œuvre de demi-produits (prés imprégnés), on fait appel aux mêmes techniques que le moulage à partir de fils ou tissus.

1.5.3. Matrices métalliques

Les procédés de fabrication sont classés selon le mode de mise en œuvre de la matrice, phase gazeuse, liquide ou solide, les deux derniers sont les plus utilisés.

1.5.4. Matrices céramiques

Elles sont élaborées en faisant appel à des précurseurs par voie gazeuse ou liquide de la matrice. Par voie gazeuse, l'infiltration chimique en phase vapeur dérive du dépôt chimique en phase vapeur (DPCV). Ces procédés sont lents mais conduisent à des matériaux de haute qualité. Les procédés par voie liquide font appel à des précurseurs constitués d'un seul ou d'un composé organométallique et l'imprégnation du renfort fibreux est réalisée selon les technologies des composites à matrice organique. Une opération de pyrolyse à haute température est ensuite effectuée.

1.6 Architecture des composites [3]

1.6.1 Définitions

Les définitions suivantes sont utilisées pour comprendre les différentes architectures des composites :

A. Renfort unidirectionnel

Fibres de renforcement disposées dans une seule direction (sauf indication contraire, le renfort est supposé continu)

B. Tissus

Assemblage de mèches entre lacées.

C. Renfort dispersé

Fibres disposées sans direction préférentielle, ou réparties aléatoirement sur une surface (sauf indication, les fibres sont supposées coupées et de quelques centimètres de longueur) – autre dénomination : mat.

D. Pli

Nappe élémentaire dans la constitution d'un stratifié.

E. Couche

Ensemble de plis identiques empilés dans la même direction

1.6.2 Stratifiés

Les stratifiés sont constitués de couches successives de renforts (fils, stratifiés, mats...etc.) Imprégnées de résine, orientées de façon quelconque les unes par rapport aux autres (Figure I.13)

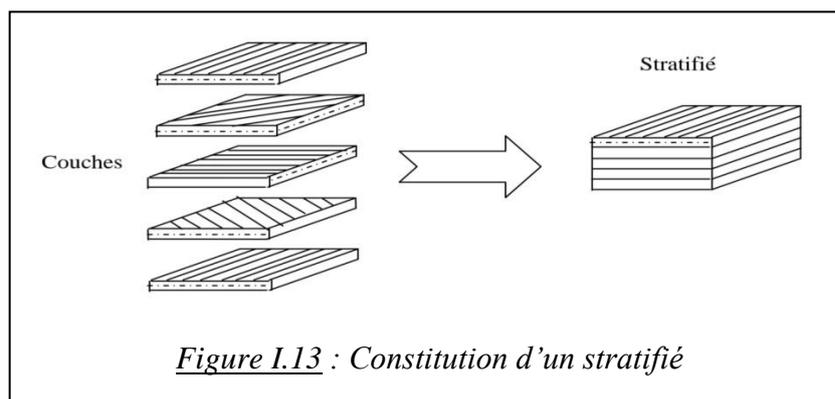
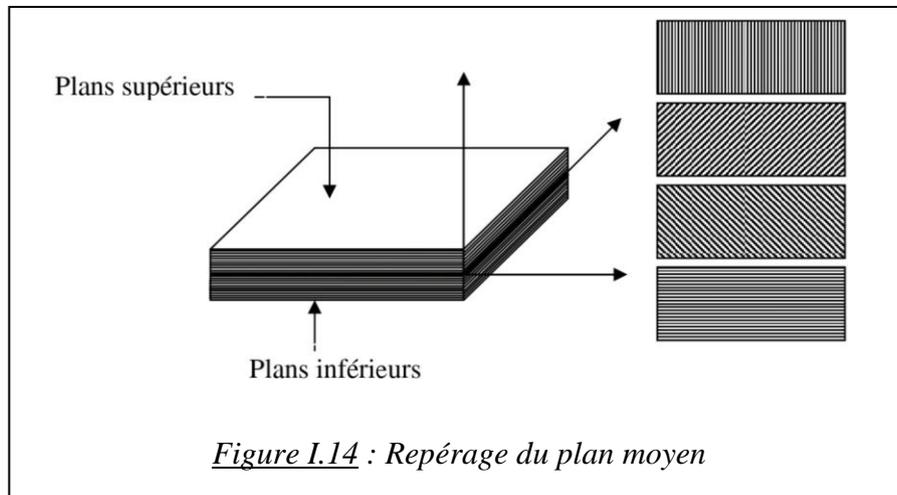


Figure I.13 : Constitution d'un stratifié

Les avantages des stratifiés résident dans la possibilité d'adopter et de contrôler l'orientation des fibres pour que le matériau résiste à des sollicitations déterminées dans des meilleures conditions.

A. Plan moyen

C'est par définition le plan qui sépare en deux moitiés l'épaisseur du stratifié. Le plan moyen a par convention pour côté $Z = 0$ (Figure I.14).

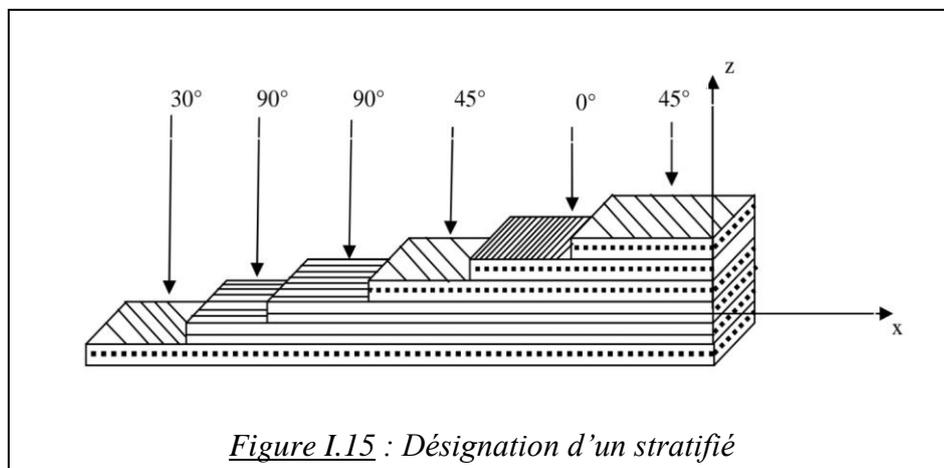


B. Code de représentation d'un stratifié

Le codage se fait comme suit : depuis le pli extrême de côté $Z < 0$ jusqu'au pli extrême de côté $Z > 0$

- Chaque pli est repéré par son orientation
- Les plis successifs sont séparés par (/)
- Lorsque plusieurs plis de même direction sont groupés, un chiffre en indice indique le nombre de plis identiques.

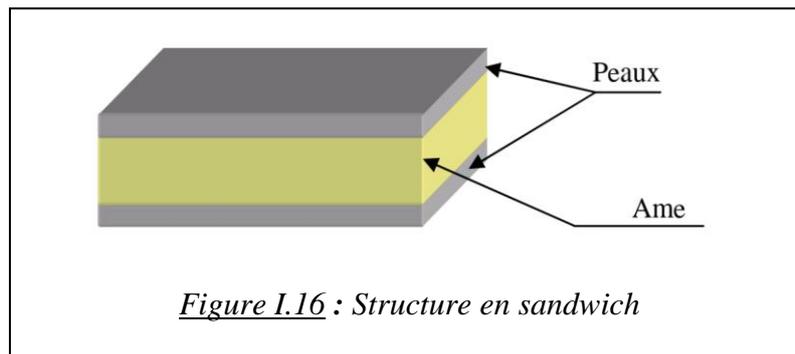
La (figure I.15) schématise un stratifié code (45/0/45/90/2/30)



I.6.2.3 Stratifié hybride : Le stratifié comporte au moins deux renforts de nature différente (par exemple verre et carbone ou tissus mixtes à tissage de fils de natures différentes : verre et aramide...).

I.6.3 Composite sandwich -1-

Le principe de la technique sandwich consiste à appliquer sur une âme (constituée d'un matériau ou d'une structure légère possédant de bonnes propriétés en compression), deux « feuilles » ou peaux (possédant de bonnes caractéristiques en traction) ; l'objectif d'un tel procédé est de constituer une structure permettant de concilier légèreté et rigidité.



Les âmes peuvent être pleines (bois, mousse, ...etc.) ou creuses (alliages métalliques léger, papier, ...etc.). Les peaux sont des stratifiés ou des feuilles d'alliages légers [1]

Il existe encore d'autres architectures :

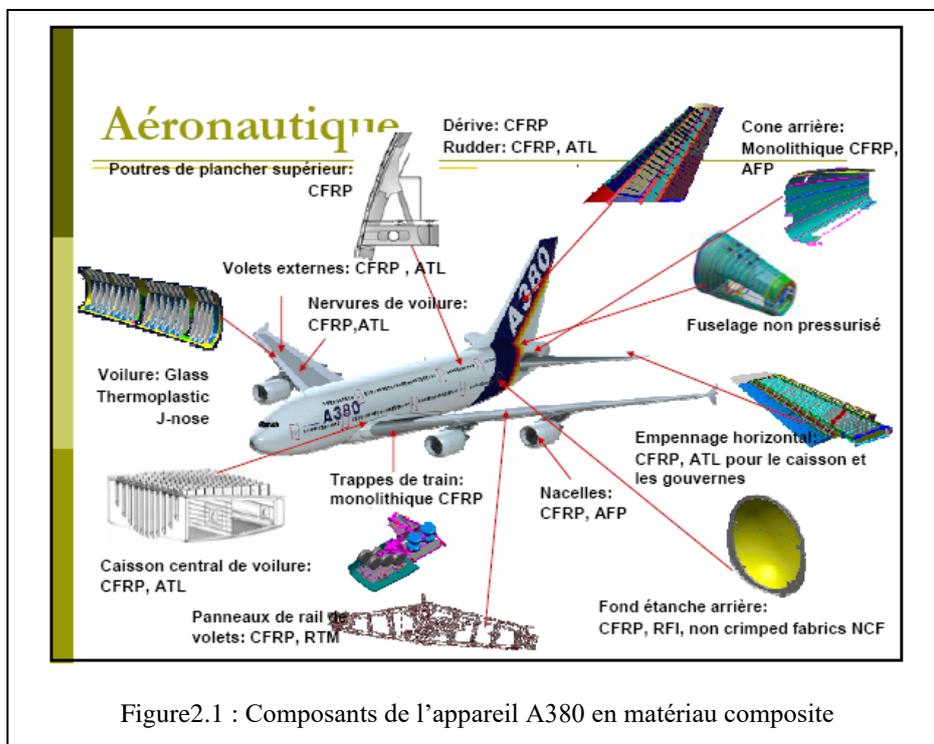
- Les plastiques renforcés (avec des fibres courtes, des billes ou des poudres)
- Les composites volumiques (élaborés à partir de tissages volumiques)

Chapitre 2

Endommagement des matériaux composites

2.1 Introduction

Les composites stratifiés sont maintenant largement utilisés sur des structures vitales, notamment en aéronautique (figure 1.1). Compte tenu des impératifs de sécurité auxquels sont soumises ces structures, le concepteur doit avoir une idée précise des dégradations susceptibles de se produire en leur sein, et ce jusqu'à la ruine (c'est-à-dire la perte des fonctions de rigidité et de résistance mécanique) de la structure.



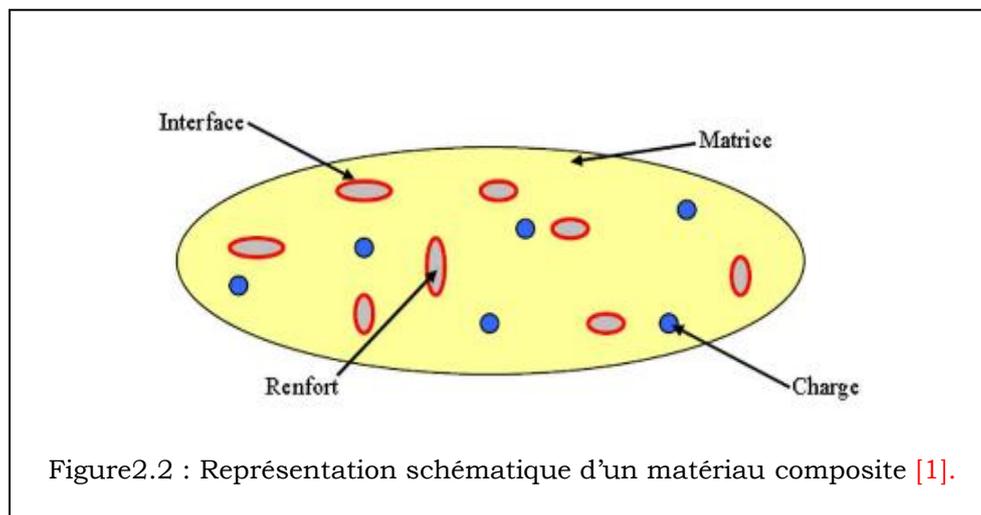
Ce chapitre est consacré aux dégradations mécaniques que l'on peut observer dans une catégorie très courante de structures composites : les stratifiés à base de plis unidirectionnels, et plus particulièrement ceux qui sont formés de fibres continues dans une matrice organique.

Nous nous limitons ici aux dégradations purement mécaniques survenant à température ambiante. Cependant, à haute température ou lors de cycles

thermiques, bien d'autres phénomènes non mentionnés ici peuvent entrer en jeu (fatigue thermique, oxydation, fluage...).

2.2 Les matériaux composites :

Le terme composite désigne un matériau solide et hétérogène, formé de plusieurs composants distincts, dont l'association confère à l'ensemble des propriétés qu'aucun des composants considéré ne possède séparément [1]. La réalisation d'un matériau composite nécessite donc l'association d'au moins deux composants : le renfort et la matrice, qui doivent être compatibles entre eux et se solidariser. Pour cela, un agent de liaison, appelé interface, est nécessaire (Figure 1.2). Des charges et des additifs peuvent être ajoutés au composite sous forme d'éléments fragmentaires, de poudres ou liquide, afin de modifier une propriété de la matière à laquelle on l'ajoute (par exemple la tenue aux chocs, la résistance aux UV, la résistance au feu...).



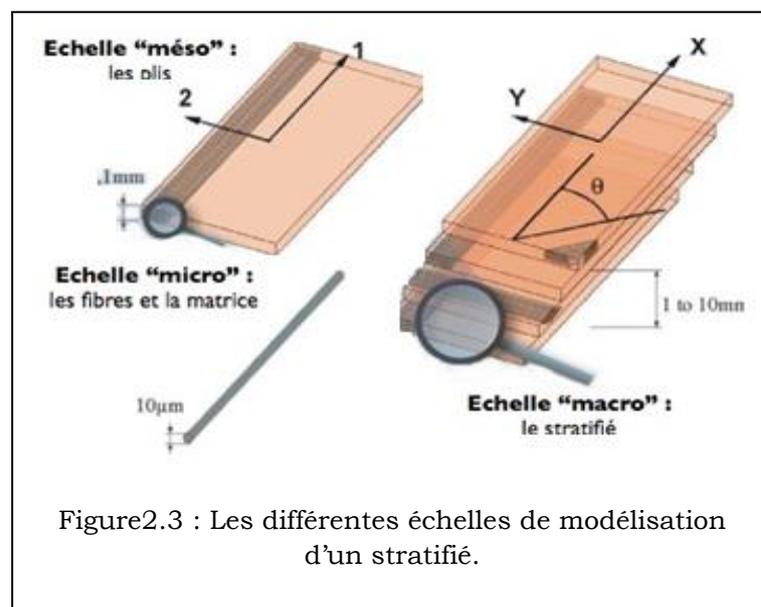
Un composite est un matériau composé de deux phases : le **renfort** et la **matrice**.

- Le renfort assure les propriétés mécaniques du matériau,

- la matrice assure la transmission des contraintes et garantit la géométrie de la pièce.

Dans le cadre de l'étude réalisée, nous nous intéresserons aux composites stratifiés à matrice organique renforcée de fibres longues. Les fibres utilisées ont un diamètre d'une dizaine de microns et sont en graphite, en bore ou en verre. Les matrices organiques étudiées sont les thermodurcissables (époxyde).

Les composites étudiés sont des composites stratifiés à base de plis unidirectionnels. Les fibres sont arrangées selon une direction privilégiée puis noyées dans la matrice pour former un pli unidirectionnel. L'orientation des fibres définit la direction de résistance privilégiée du pli. Ces plis sont ensuite empilés pour former un matériau stratifié (Figure 2.3).



L'utilisation de plis orientés selon les directions principales du chargement permet de construire des matériaux adaptés aux efforts subis par la pièce.

Cette structure particulière conduit à des matériaux dont les échelles caractéristiques sont très proches. En effet, ils sont composés de phases à petites

échelles (échelle de la fibre $\approx 10 \mu\text{m}$), constituant des plis à une échelle supérieure ($\approx 100 \mu\text{m}$) formant un matériau pouvant être épais ($\approx 4 \text{ mm}$) utilisé dans une structure de taille industrielle ($\approx 1 \text{ m}$). Cette forte composante multi-échelle est un point clé de l'étude du matériau, pour la compréhension de ses dégradations.

2.3 Mécanismes d'Endommagement Des Composites Stratifiés :

2.3.1 Introduction :

De nombreuses travaux expérimentales ont été réalisées [2,3,4] pour caractériser les étapes de dégradation du matériau. Elles ont permis d'identifier six mécanismes de dégradations dont l'évolution et les interactions conduisent à la ruine complète de la structure. Parce que le matériau est multi-échelle, sa dégradation l'est aussi [5,6]. Kachanov [7] décrit géométriquement les mécanismes d'endommagement par la création de cavités et de fissures à l'intérieur de la structure, c'est-à-dire, par le développement de micro discontinuités de la structure au cours de la sollicitation. Une autre définition consiste à dire que l'endommagement se caractérise par une perte de cohésion de la matière. L'apparition et la propagation de ces microcavités et microfissures ont pour conséquences une perte de rigidité du matériau et une perte d'incompressibilité plastique (pour les matériaux ductiles). Les mécanismes de dégradation peuvent alors être classés en fonction de l'échelle à laquelle ils se développent.

2.3.2 Définition de l'endommagement dans la cas général :

De manière générale, l'endommagement est défini comme étant un ensemble de changements microstructuraux au sein du matériau, qui occasionnent une

détérioration irréversible plus ou moins importante. Lors de la sollicitation d'une structure en matériaux composites, la dégradation de ses propriétés est effective, bien avant sa rupture finale. Notons également que l'endommagement présente un caractère unilatéral, les microfissures pouvant se refermer sous l'action du chargement.

2.3.3 Définition de l'endommagement dans le cas des composites :

L'endommagement dans les matériaux composites est dû aux hétérogénéités qui engendrent des concentrations de contrainte. C'est le cas à l'interface entre fibre et matrice où on peut voir apparaître des décohésions. L'anisotropie provoque également des concentrations de contrainte, notamment à l'interface entre deux plis d'orientations différentes provoquant des délaminages ou la décohésion.

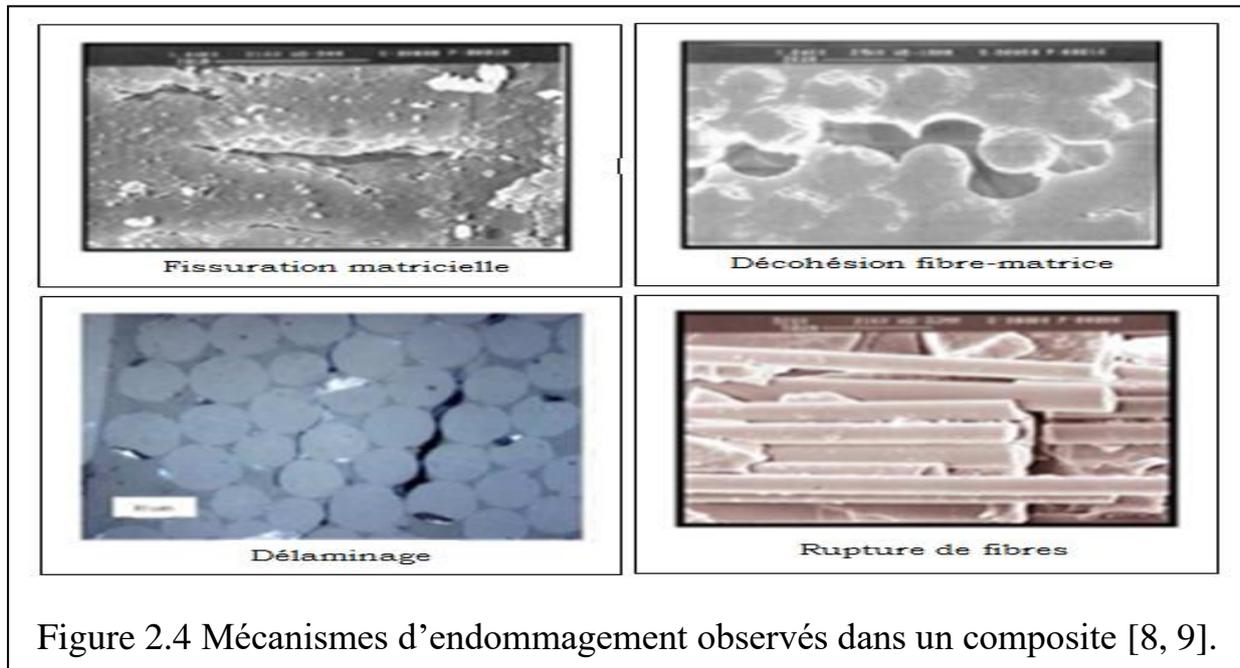
Il existe plusieurs modes d'endommagement dans les matériaux composites qui dépendent de la sollicitation appliquée et de la géométrie de la structure. Au cours des mécaniques, les premiers endommagements détectés commencent à se développer à l'échelle microscopique lorsque l'effort localisé atteint la limite de rupture d'un des constituants ou celle de l'interface les reliant. Plusieurs paramètres sont responsables de la progression des ces modes d'endommagement dans les matériaux composites parmi lesquels on peut citer : la fraction volumique, l'orientation des fibres, l'épaisseur des plis et l'espacement entre fibres. L'accumulation des différents modes d'endommagement est l'origine de la ruine totale de la structure.

2.3.4 Mécanismes d'endommagement des composites stratifiés :

Les mécanismes d'endommagement des composites stratifiés peuvent se regrouper en quatre principaux modes (Figure 1.4) :

- Fissuration matricielle ;

- Rupture de l'interface fibre-matrice et déchaussement des fibres ;
- Délaminage inter plis ;
- Rupture des fibres.



2.3.4.1 Fissuration matricielle :

Des microfissurations apparaissent au niveau de la matrice suivies d'une fissure plus importante qui se propage perpendiculairement à la sollicitation. Ce phénomène se déroule en deux étapes :

a) des microfissurations apparaissent au niveau de défauts présents dans la matrice (inclusions, porosités...) ;

b) une fissure se propage ensuite selon la direction perpendiculaire à la sollicitation. Si la contrainte en fond de fissure est suffisamment importante, la fissure peut provoquer, à l'arrivée à une interface, une rupture de fibre ou un décollement interfacial (l'une de ces deux possibilités sera favorisée par rapport à l'autre selon la plus ou moins bonne cohésion fibre/matrice). Il arrive que certaines fissures se ferment selon le sens de la sollicitation et selon la forme de ces dernières.

La fissuration de la matrice peut se produire, soit par fissuration transverse,

lorsque la contrainte de traction dans la matrice atteint la contrainte à la rupture de la matrice, soit par fissuration longitudinale, lorsque la contrainte de cisaillement dans la matrice atteint la contrainte en cisaillement à la rupture.

2.3.4.2 Décohésion fibre-matrice :

Dans la pratique, même après avoir choisi les constituants (fibres et matrice) avec soin en les soumettant à des contrôles précis, l'interface issue de leur interaction ne peut être totalement maîtrisée par les efforts d'analyse et de prévision. Dans le cas particulier où les fibres sont discontinues, la zone interfaciale est le siège d'initiation de fissures et devient de ce fait critique à l'accumulation de l'endommagement. Cela est dû essentiellement à l'efficacité du transfert de charges à l'interface fibre/matrice ainsi qu'à la concentration des contraintes aux extrémités des fibres. Le comportement de l'interface fibre/matrice dépend essentiellement de ses propriétés mécaniques comparées à celles des fibres et de la matrice. Généralement la décohésion a lieu dans deux cas :

- lorsque la cohésion est inférieure à la contrainte de cisaillement à la rupture de la matrice ;
- lorsque l'adhérence fibre-matrice est faible

Dans le cas d'une adhérence fibre-matrice élevée, la rupture initiée, par rupture de fibres, ou par rupture de matrice, induit en front de fissure des concentrations de contraintes conduisant à une propagation de la rupture successivement dans les fibres et dans la matrice.

2.3.4.3 Rupture des fibres :

Dans certains cas, l'endommagement dans les composites est initié par une rupture de fibre. Cela se produit en général lorsque l'orientation des fibres

coïncide plus ou moins avec l'axe de sollicitation du matériau composite. La rupture a lieu lorsque la contrainte de rupture de la fibre est atteinte. L'endommagement produit ne cesse de progresser au fur et à mesure que la contrainte appliquée augmente, et provoque ainsi la rupture de la matrice et autres fibres jusqu'à la rupture totale du matériau.

2.3.4.4 Délaminage inter-plis :

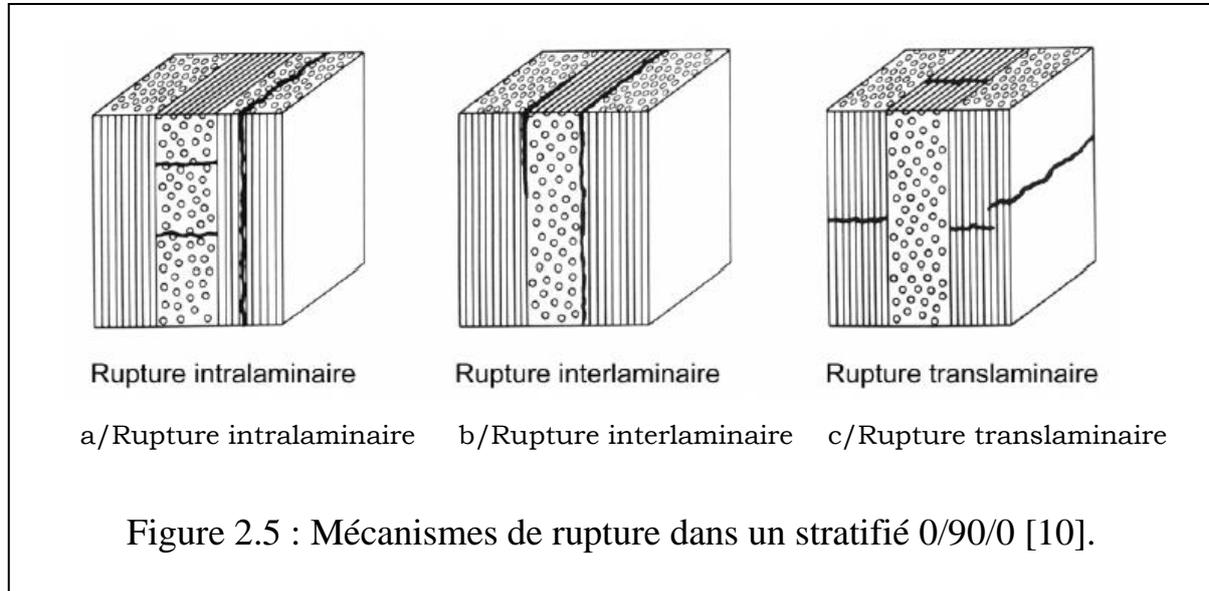
C'est un décollement des plis pour un matériau constitué d'une superposition de couches de fibres. Les mécanismes de rupture induits dépendent de la nature des constituants, l'architecture des couches et du mode de sollicitation mécanique imposé. Le délaminage progresse donc essentiellement par fissuration interlaminaire, responsable du dédoublement du matériau composite dans son épaisseur, mais il est associé également à un réseau très important de fissures intralaminaires qui dépendent du drapage. Du point de vue des mécanismes, les premières microfissures se forment à l'intérieur des plis, dans la résine, avant que les décohésions interlaminaires ne se développent. Le rôle de la résistance à la fissuration des résines est de ce fait aussi important que celui de l'interface entre fibres et matrice dans ces problèmes de délaminage. Ce type de dommage plan qui se propage selon un front, sous sollicitations de tension et de cisaillement fait l'objet de traitements par la mécanique de la rupture.

2.3.5 Modes de rupture :

La rupture des stratifiés composites peut se produire de plusieurs façons très complexes. Les modes de rupture dépendent de la stratification et de la direction du chargement par rapport à l'orientation des fibres. Des différences remarquables à l'échelle macroscopique peuvent être constatées selon différentes stratifications. Etant donné la diversité de la stratification et du chargement, des modes de rupture bien définis à l'échelle macroscopique ne peuvent pas, en général, être identifiés [10]. La description de la rupture à

l'échelle du pli est, par contre, relativement efficace pour le classement des mécanismes de rupture. Les stratifiés à renforts de fibres longues ont trois types de rupture : rupture intralaminare, rupture interlaminare, et rupture translaminare [10].

Ces trois mécanismes de rupture (Figure 1.5) définissent le plan de rupture par rapport aux constituants du matériau. La rupture intralaminare se trouve à l'intérieur d'un pli et elle est due principalement à la faible résistance de la matrice et de l'adhérence entre la matrice et les fibres, tandis que la rupture interlaminare décrit une rupture entre deux plis adjacents et la surface de rupture montre, en général, la rupture de la matrice et la décohésion fibre/matrice. La rupture translaminare est orientée transversalement à l'orientation de fibres dans le pli endommagé. Elle concerne la rupture de fibres. Les surfaces de rupture sont donc généralement marquées par la morphologie rugueuse des bouts de fibres.



Ces mécanismes impliquent peu de rupture de fibres. Comme pour les matériaux métalliques, la rupture peut être en mode I (ouverture), mode II (glissement droit), mode III (glissement vis), ou une combinaison des trois modes. Bien que

le mode III soit moins étudié, un grand nombre d'études décrivent les mécanismes de séparation en mode I et mode II (Figure 1.6) [10].

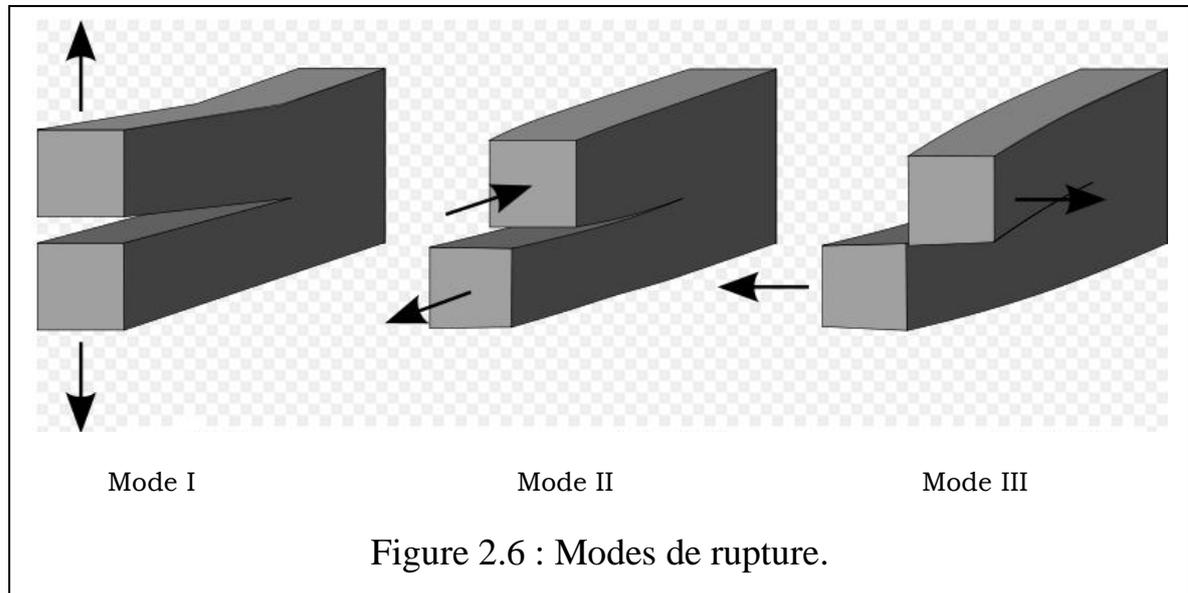


Figure 2.6 : Modes de rupture.

A l'origine, la mécanique de la rupture a été développée pour les matériaux homogènes isotropes. Cependant, elle est couramment utilisée pour caractériser la résistance au délaminage des matériaux composites [11]. Des essais de mode I ont été réalisés sur les composites depuis les années 60[12]. Deux paramètres peuvent être utilisés pour caractériser la rupture : le taux de restitution d'énergie (G) et le facteur d'intensité de contrainte (K).

L'approche énergétique d'A.A. GRIFFITH utilise le premier principe de la thermodynamique pour contourner ce problème[13]. L'analyse de la fissuration et de la propagation de fissure est fondée sur un bilan énergétique entre un état initial et un état final. Cette approche considère qu'un accroissement de fissure nécessite un apport d'énergie lié à la création d'une nouvelle surface. Cette énergie est fournie par la perte d'énergie potentielle du système de corps fissuré. La fissure peut se propager à condition que la perte de l'énergie potentielle soit au moins égale à l'énergie nécessaire à la création de surface supplémentaire.

Pour une propagation de fissure, le bilan énergétique du système s'écrit :

$$dU_{\text{total}} = dW_{\text{ext}} - dU_e - dU_d - dU_c - 2\gamma \cdot dA = 0 \quad (\text{II.1})$$

Où :

- U_{total} : Energie totale du système
- W_{ext} : Travail des forces extérieures appliquées lors de l'avancée de fissure
- U_e : Energie de déformation élastique emmagasinée dans le système
- U_d : Energie dissipée de façon irréversible
- U_c : Energie cinétique
- γ : Energie superficielle de cohésion du matériau
- $dA = B da$: Surface de fissuration créée par la propagation da dans l'épaisseur B

La propagation de fissure se produit lorsque l'énergie cinétique du système augmente. La condition de propagation s'écrit :

$$\frac{d(W_{\text{ext}} - U_e)}{dA} - 2\gamma = \frac{dU_c}{dA} \geq 0 \quad (\text{II.2})$$

En posant $\Pi = U_e - W_{\text{ext}}$ où Π représente l'énergie potentielle stockée dans la structure, on appelle alors :

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} \quad (\text{II.3})$$

Où G est le taux de restitution d'énergie, c'est-à-dire l'énergie surfacique disponible pour la propagation de fissure.

L'énergie nécessaire à la création d'une surface de fissuration unitaire est :

$$R = 2\gamma \quad (\text{II.4})$$

Où R est appelé la résistance à la propagation de fissure.

Le critère de propagation de GRIFFITH se traduit alors :

Propagation stable :

$$dU_c/dA = 0 \text{ ou } G = R$$

L'excès d'énergie est dépensé en énergie cinématique du front de fissure.

Le travail de GRIFFITH a été repris par G.R. IRWIN. L'approche énergétique a été reformulée en termes de contraintes. Le taux de restitution énergie (G) est remplacé par le facteur d'intensité de contrainte (K) et l'énergie de création d'une nouvelle surface est remplacée par la ténacité pour la description de la résistance à la propagation de fissure [13]. Pour cette approche, un matériau se fissure au point où le facteur d'intensité de contrainte atteint sa valeur critique (K_C).

Des formules analytiques du facteur d'intensité de contrainte ont été déterminées pour des configurations simples [14]. Elles s'écrivent généralement sous la forme :

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f(g) \quad (\text{II.5})$$

Où

- K : Facteur d'intensité de contrainte
- σ : Contrainte uniforme à l'infini
- a : Longueur de la fissure
- $f(g)$: Facteur de géométrie de l'éprouvette

Dans la littérature, le concept du taux de restitution d'énergie est couramment utilisé pour caractériser le délaminage des stratifiés composites [12,15,16]. La résistance au délaminage est mesurée en termes de G_C associé à l'amorçage et à la propagation du délaminage [11].

L'approche énergétique a des avantages par rapport à l'approche de contraintes parce qu'elle est une approche globale. Le taux de restitution d'énergie est relativement facile à déterminer par des méthodes expérimentales ou analytiques ce qui permet d'éviter d'étudier le champ de contraintes qui est très complexe à l'extrémité de la fissure. De plus, les formules analytiques du facteur d'intensité de contrainte pour les matériaux anisotropes sont rarement disponibles.

Par son caractère global, l'approche énergétique est applicable à la rupture de tous les matériaux fragiles, qu'ils soient isotropes ou anisotropes, homogènes ou hétérogènes.

Lorsqu'une fissure se propage dans un milieu homogène orthotrope sous un chargement en mode mixte I+II, le K peut être déterminé à partir du G[15,17]:

$$G_i = \frac{K_i^2}{E_i^*} \quad (i = I, II) \quad (\text{II.6})$$

où E_i^* sont les modules d'élasticité effectifs définis à partir de la matrice de rigidité du matériau (en contrainte plane ou en déformation plane).

2.3.6.2 Délaminage :

Le délaminage est caractérisé comme des fissurations qui se propagent dans une zone riche en résine (approximativement 0,7 μm pour des stratifiées carbone/époxyde) entre les plis d'orientation différente [21,22]. Le délaminage est dû à la différence de module de flexion entre les plis d'orientation différente. Dans le cas de stratifiés ($0^\circ/90^\circ$), il prend généralement la forme d'une ellipse dont l'axe principal est orienté suivant les fibres du pli inférieur [18,20,21,23]. Les contraintes induites par la flexion de la plaque sont les principales causes de délaminage puisque dans la direction des fibres, la plaque tend à avoir une flexion concave alors que dans la direction transverse, sa flèche est convexe. Dorey a travaillé sur l'énergie élastique de déformation au niveau des délaminages, dans le cas des plaques impactées, et il en a déduit l'expression suivante [24] :

$$E = \frac{2\tau^2 w L^3}{9t E_f} \quad (\text{II.7})$$

Avec :

- τ la contrainte admissible en cisaillement interlaminaire de l'éprouvette,
- w sa largeur,
- t son épaisseur,

- E_f son module de flexion et L la longueur entre appuis du montage d'impact.

2.3.6.3 Rupture de fibres :

Ce mode d'endommagement apparaît plus tard dans le mode de dégradation des composites impactés et est principalement le résultat d'une contrainte importante dans les fibres lors du flambement. Son lieu d'apparition est la face opposée à la face d'impact. Dorey présente une équation simple de l'énergie nécessaire à provoquer des ruptures de fibres [24] :

$$E_{ff} = \frac{\sigma^2 wtL}{18E_f} \quad (\text{II.8})$$

Avec :

- σ la contrainte admissible en flexion de l'éprouvette,
- w sa largeur,
- t son épaisseur,
- E_f son module de flexion et
- L la longueur entre appuis du montage d'impact.

2.3.6.4 Forme de la zone endommagée :

Dans la littérature, deux formes caractéristiques de la zone endommagée sont mises en évidence : le cône d'endommagement (Figure 1.8) et la forme en double hélice (Figure 1.9) [25]. Le cône d'endommagement est situé sous l'indentation résiduelle et se propage jusqu'à la face opposée de l'éprouvette. Il prend en compte l'ensemble des endommagements provoqués par l'impact. On distingue souvent trois types d'informations importantes : la zone délaminée, la zone endommagée et l'empreinte de l'impacteur. L'endommagement en double hélice caractérise, quant à lui, la zone délaminée dans des stratifiées $0/90^\circ$. L'hélice est de plus en plus importante dans l'épaisseur de l'éprouvette (face

impactée vers face opposée à l'impact).

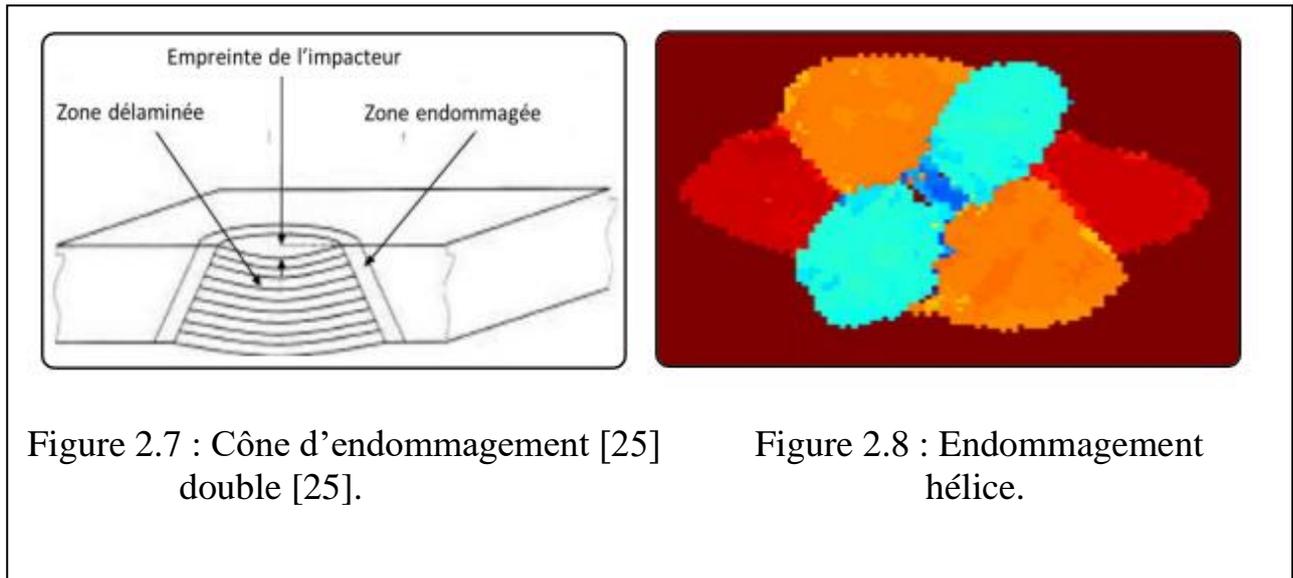


Figure 2.7 : Cône d'endommagement [25] double [25].

Figure 2.8 : Endommagement hélice.

2.3.7 Critère de rupture :

Ils existent de nombreux critères de rupture utilisés pour prévoir l'évolution des dégradations. Ils peuvent se regrouper en trois familles : les critères de déformations ou contraintes maximales, des critères basés sur des fonctions de contraintes permettant de prendre en compte les interactions entre les modes de rupture, et les critères plus phénoménologiques considérant séparément la rupture des fibres et celle de la matrice.

Les critères de déformations ou contraintes maximales consistent à déterminer, pour un matériau donné, les contraintes (ou déformations) à rupture en traction et compression d'un pli unidirectionnel dans les trois directions du matériau puis de comparer ces valeurs avec les contraintes (ou déformations) locales calculées pour définir le point de rupture.

Toutefois, ce type de critère ne prend pas en compte les interactions entre les différents modes de rupture et peut ainsi conduire à une surestimation de la tenue de la structure.

Le second type de critère est comparable au critère de Von-Mises pour les

matériaux métalliques. Il permet de prendre en compte les interactions entre les modes de rupture. L'enveloppe de rupture est définie par une combinaison linéaire des contraintes locales dans le matériau, dont les coefficients sont des paramètres du matériau identifiés à partir des contraintes à rupture. Parmi les plus couramment utilisés, il y a le critère de Tsai-Wu [26], extrapolation du critère de Tsai-Hill permettant de prendre en compte la dissymétrie du comportement en traction et en compression.

Le dernier groupe de critères rassemble les multi-critères, type critère de Hashin [27]. Ils se basent généralement sur la décomposition de la rupture du composite en différents modes : la rupture de la fibre en traction, en compression, la rupture de la matrice en traction/compression sur des plans parallèles à l'axe des fibres.

La rupture finale d'un matériau composite peut être le résultat de :

- Traction longitudinale : rupture des fibres
- Traction longitudinale : rupture transversale de la matrice
- Traction longitudinale : rupture longitudinale de la matrice
- Traction longitudinale : rupture de l'interface fibre-matrice
- Traction longitudinale : propagation de fissures
- Traction longitudinale : déchaussement dû à un problème de cohésion entre le renfort et la matrice
- Traction transversale : Coalescence de fissures : conjonction de plusieurs microfissures en une seule fissure.

Les paramètres de résistance sont :

- X = Limite de traction longitudinale
- X' = Limite de compression longitudinale
- Y = Limite de traction transverse

- Y' = Limite de compression transverse
- S = Limite de cisaillement

Cette partie est consacrée aux travaux expérimentaux et numériques traités par différents auteurs dans différents profils.

2.4.1 Comportement sous chargement statique :

La plupart des ruptures en service ont pour origine les concentrations de contrainte qui émanent des discontinuités géométriques d'une structure (trou, rainure, épaule, gorge, fond de fissure, ...). Ces discontinuités induisent une élévation générale de la contrainte et une concentration locale due à une modification du flux de force.

2.4.1.1 Modèle d'endommagement pour les composites stratifiés :

Le modèle présenté est issu du travail de Ladevèze et al. sur la modélisation à l'échelle du pli de l'endommagement de composites stratifiés [28]. Il a été adapté à des stratifiés constitués de plis tissés par Hochard et al. [29]. Cette modélisation en contrainte plane et sous l'hypothèse des petites perturbations a pour but de décrire de manière locale le comportement. Il s'inscrit dans le formalisme thermodynamique à variables internes. Aux variables classiques, tenseur des déformations ε et tenseur des contraintes σ , s'ajoutent des variables d'endommagement d_i ($i=1,2,12$) pour modéliser les chutes de rigidité dans chaque pli :

$$E_1 = E_1^0 (1 - d_1) \quad (\text{II.11})$$

$$E_2 = E_2^0 (1 - d_2) \quad (\text{II.12})$$

$$G_{12} = G_{12}^0 (1 - d_{12}) \quad (\text{II.13})$$

2.4.1.2 Application à une structure : la plaque trouée

Le comportement local présenté précédemment a été intégré dans le code éléments finis Abaqus_ standard. La structure testée en traction est une plaque trouée (Figure 1.10).

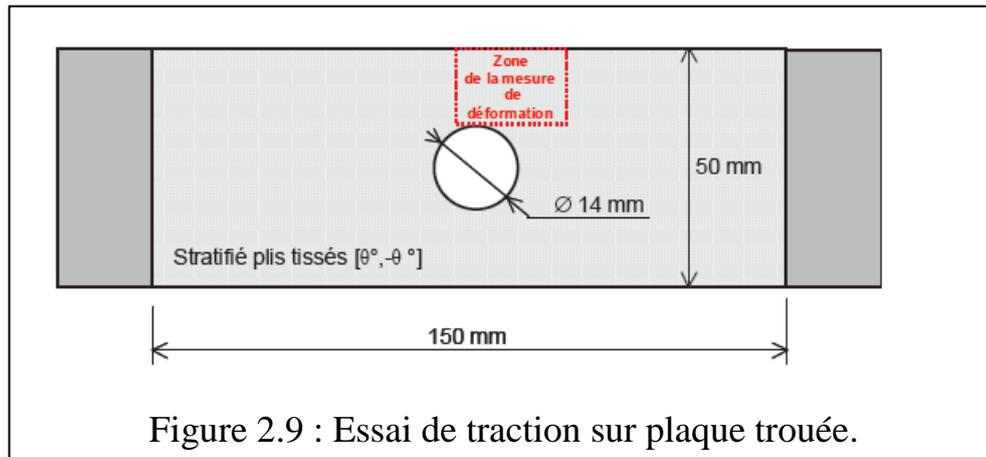


Figure 2.9 : Essai de traction sur plaque trouée.

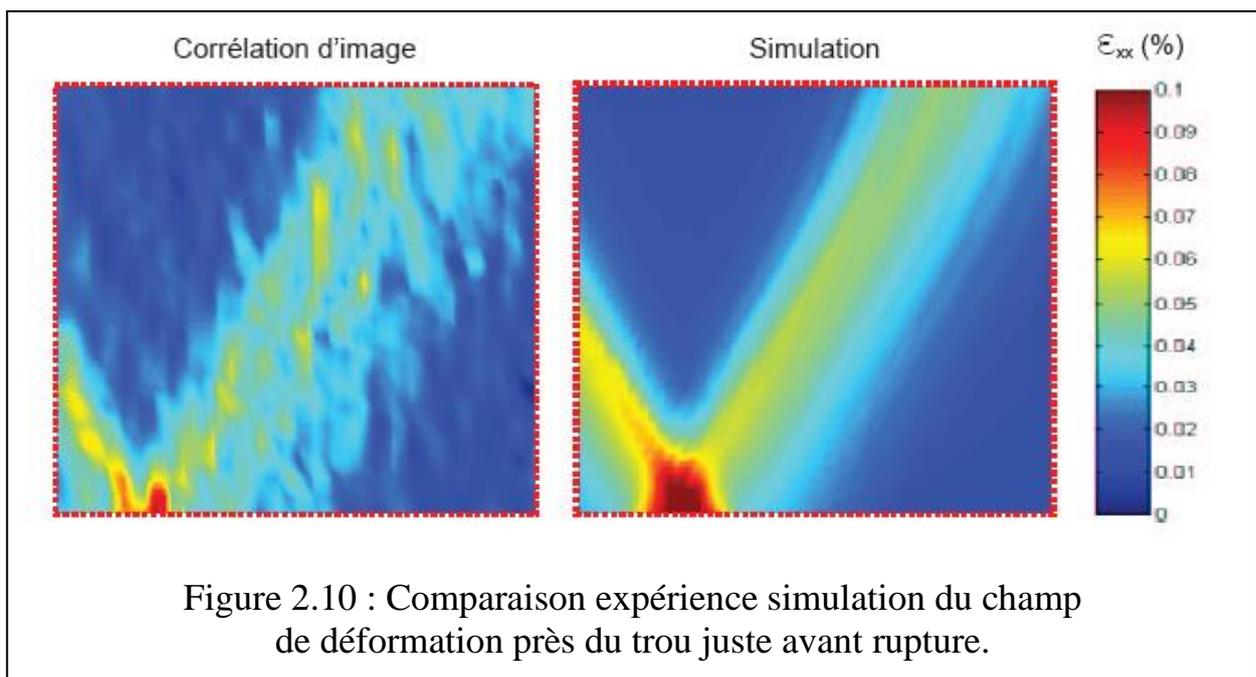
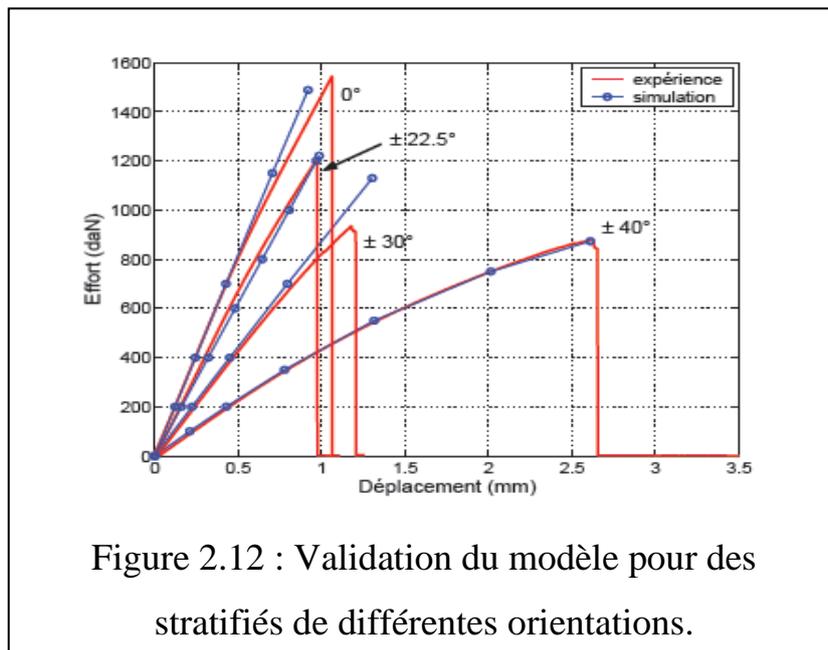
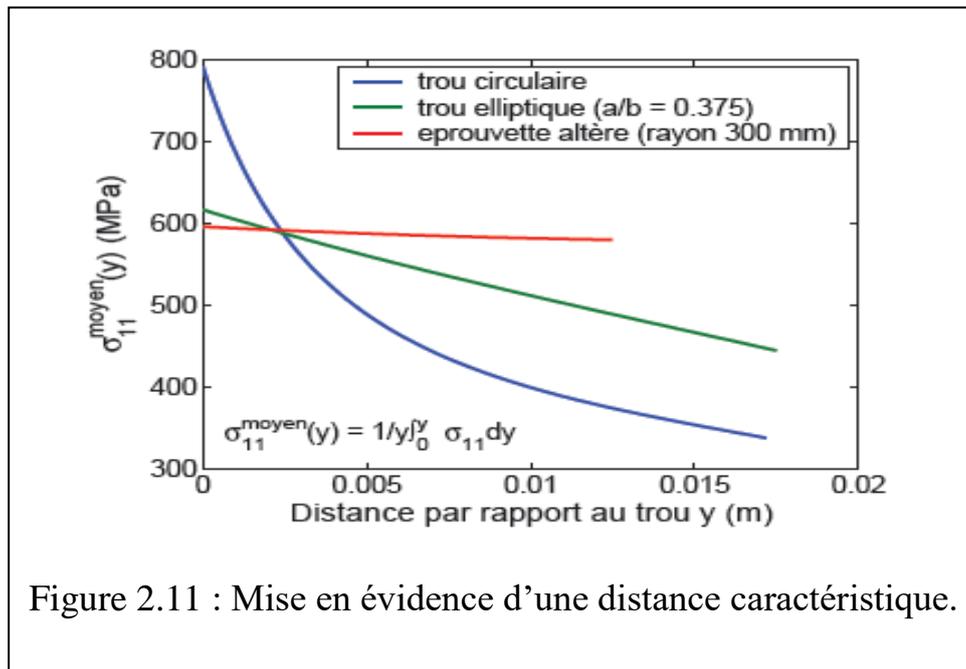


Figure 2.10 : Comparaison expérience simulation du champ de déformation près du trou juste avant rupture.

La Figure 1.11 permet de comparer juste avant rupture le champ de déformation près du trou obtenu expérimentalement avec celui obtenu avec la simulation pour un stratifié $[45^\circ, -45^\circ]_2s$. La mesure expérimentale du champ de déformation a été effectuée par corrélation d'image. Ils ont observé une bande

de forte déformation à 45° partant du haut du trou. L'endommagement obtenu par simulation dans ces zones est de 0,5.



La rupture du composite sens fibre ne peut être déterminée par un critère local. La Figure 1.13 représente la distribution des contraintes moyennes dans le sens des fibres obtenue par un calcul éléments finis. Cette distribution correspond à l'effort à rupture expérimental. On remarque que la contrainte maximale sur le

bord dépend de la géométrie. Cependant, il existe une longueur caractéristique indépendante du gradient de contrainte qui permet de définir un critère de rupture sens fibre non local[30]. La Figure 1.13 permet de comparer le modèle aux résultats expérimentaux pour différentes orientation des plis [31].

Plus l'utilisation d'un matériau est élargie, plus la probabilité de rupture éventuelle est augmentée. La capacité à caractériser les ruptures, par exemple en termes d'identification des modes de rupture, des paramètres caractéristiques, ou des valeurs critiques à la rupture, est essentielle pour assurer l'intégrité des pièces en service et pour la conception des futures produits. Le principal aspect de cette rupture est la fissure, ce qui assure la localisation et la progression de la fracture. La fracture a plusieurs aspects qui peuvent affecter de façon significative l'apparition de la fracture et à la progression de même que les propriétés de rupture des composites stratifiés. Plusieurs travaux ont été entamés dans ce domaine. Shastry et Raj ont analysé l'effet de l'orientation des fibres pour un stratifié composite unidirectionnel avec la méthode des éléments finis en assumant un problème sous contraintes planes dans le plan de charges statiques [32]. TODO et JAR présenté une étude par éléments finis micro-macro - mécanique de la croissance de la fissure interlaminaire en matrice de fibre de verre / époxy DCB spécimens pour le mode I[33]. D. Ouinas et al ont procédé à l'analyse du facteur de concentration de contraintes dans une plaque stratifiée en présence d'une entaille circulaire[34].. Xiwu et al. ont évalué la concentration des contraintes de composites stratifiés finis avec trou elliptique et plusieurs trous elliptiques fondée sur la théorie classique plaques stratifiées [35]. Iwaki a travaillé sur les concentrations de contraintes dans une plaque avec deux trous circulaire inégaux [36].. Smith B. W a déterminé l'angle de propagation de la fissure et a trouvé à être de plus en plus avec la contribution mode I de 55 % , et de diminuer légèrement au-dessus de cette valeur [37]. Une enquête a été menée à nouveau par TODO et al . en utilisant le modèle de ENF mode II et

composite glass-fibre/vinylester [38]. Mahiou et Bekaou ont étudié pour la concentration de contraintes locales et la prédiction de rupture à la traction dans les composites unidirectionnels [39]. Il a été conclu que, dans le mode -II du chargement de la progression de la fissure est fonction des propriétés de l'interface fibre / matrice. Finalement P. L. Marcin et al ont développé un modèle d'endommagement macroscopique décrivant des mécanismes physiques observés expérimentalement (anisotropie initiale du matériau, anisotropie de l'endommagement, viscosité, etc.) et à augmenter la robustesse du calcul de structures (Figure 1.14) [40].

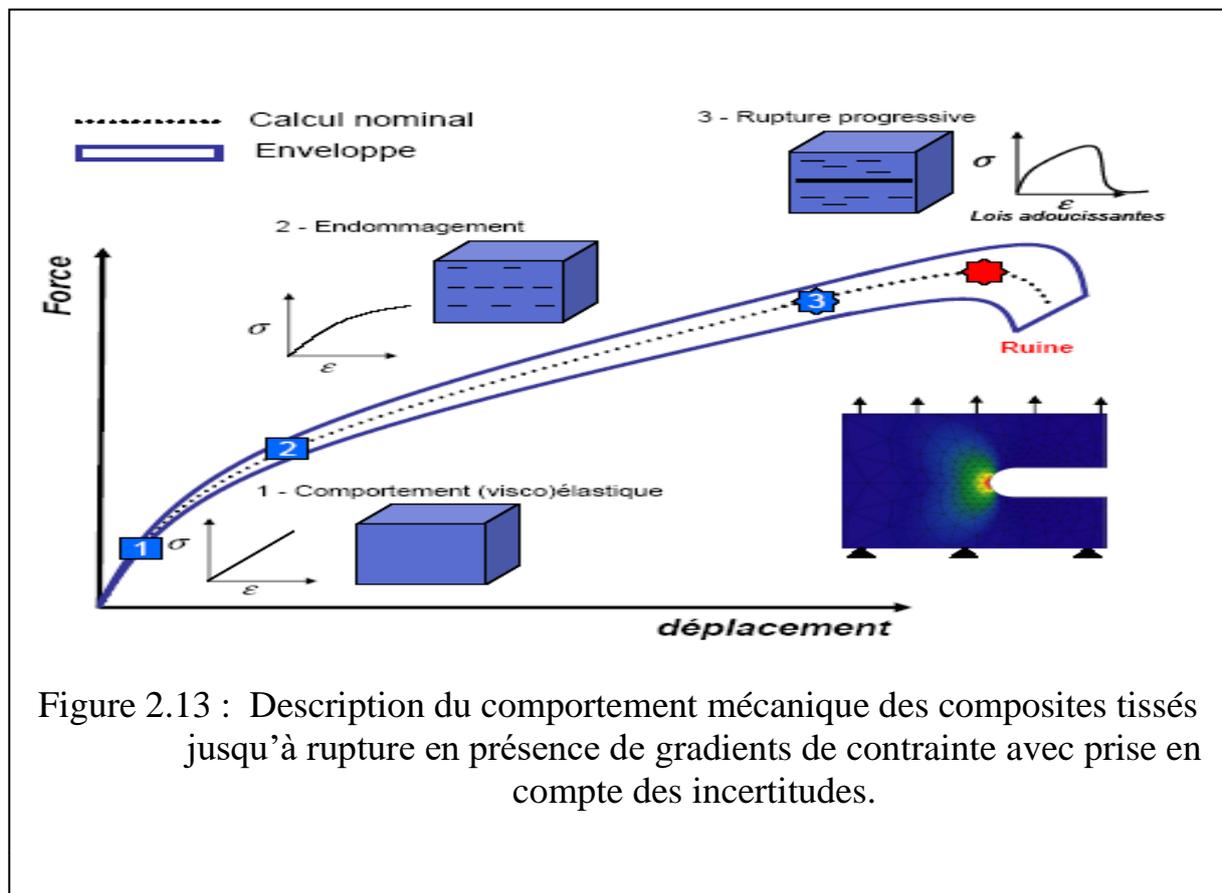


Figure 2.13 : Description du comportement mécanique des composites tissés jusqu'à rupture en présence de gradients de contrainte avec prise en compte des incertitudes.

Les caractéristiques mécaniques du composite sont déterminées par le choix de la fibre et du matériau de la matrice, ainsi que par l'orientation de ces fibres dans le tissu textile. Pour satisfaire aux exigences des techniques d'essais mécaniques, une distinction est généralement effectuée entre stratifiés unidirectionnels et stratifiés multi-directionnels.

D'une manière générale, l'essai mécanique sur matériaux représente divers scénarios de mise en charge d'une éprouvette normalisée. Les caractéristiques mécaniques étant fortement liées à l'orientation des fibres, nous vous proposons différents types d'essais (application d'une charge parallèle ou perpendiculaire à la direction des fibres).

En plus des normes internationales (ISO), ces essais sont décrits dans différentes normes nationales ou locales (ASTM, EN, DIN), de même que dans des normes constructeurs (Airbus AITM, Boeing BSS). Il en résulte un ensemble de plus de 170 normes, décrivant près de 20 méthodes génériques pour essais sur composites.

L'essai sur composants, sur structures partielles et complètes, s'aligne quant à lui généralement sur les sollicitations qui se produiront plus tardivement en opération. Résistance, absorption d'énergie (Crash), fatigue des matériaux et estimations de durée de vie sont au premier plan.

En raison de la sensibilité directionnelle des composites à fibres et de leur sensibilité au cisaillement, les forces d'essais doivent être appliquées dans une direction précise. L'erreur d'axialité est décrite comme 'alignement', et est soumise à des tolérances étroites. Pour mesurer l'alignement de ses systèmes d'essais, ZwickRoell utilise des dispositifs de mesure appropriés (éprouvettes équipées de jauges de contrainte, par exemple). L'alignement des axes de traction de la machine d'essais s'effectue via des dispositifs mécaniques (Alignment Fixtures).

Afficher moins

Système d'essais modulaire pour matériaux renforcés de fibres

En utilisant plusieurs machines d'essais adaptées aux différentes méthodes d'essais, les grands laboratoires d'essais avec demandes d'essais élevées parviennent à minimiser les temps de transformation. Les méthodes d'essais se répartissent selon les plages de force suivantes:

- Forces jusqu'à 1 kN: Essais de flexion, taux de libération de l'énergie, essais de traction sur filaments simples
- Forces jusqu'à 10 kN: Essais de cisaillement, par ex. IPS, ILSS et entaille-V, essais de traction sur brins de filaments, essais de traction UD 90°, essais de traction en direction d'épaisseur
- Forces jusqu'à 100 kN: essais de traction UD 0°, essais de traction MD sur plus petites épaisseurs de stratifié, essais de compression selon les normes ISO, ASTM et EN, essais de compression entaillés, essais de paroi du trou

- Forces plus grandes que 100 kN: essais de traction et de compression selon normes Airbus pour épaisseurs de stratifiés correspondantes, Compression After Impact

Lorsque la demande d'essais est trop peu importante ou irrégulière pour acquérir plusieurs machines d'essais, il peut être avantageux d'équiper une seule machine d'essais permettant de réaliser le plus grand nombre possible de méthodes d'essais à moindre impact en terme de travaux d'adaptation. ZwickRoell a développé, à cette fin, des concepts de machines d'essais modulaires pour machines d'essais électromécaniques et servohydrauliques dans différentes capacités. Avantages de ce système modulaire: Tous les outils, extensomètres, logiciels et éventuels écrans de protection ainsi que l'enceinte thermique s'adaptent idéalement les uns aux autres. Conçu de manière entièrement modulaire, ce système présente tous les avantages d'un investissement à long terme.

Essai de traction

Les essais de traction et essais de résistance à cisaillement par traction sont réalisés selon différentes méthodes.

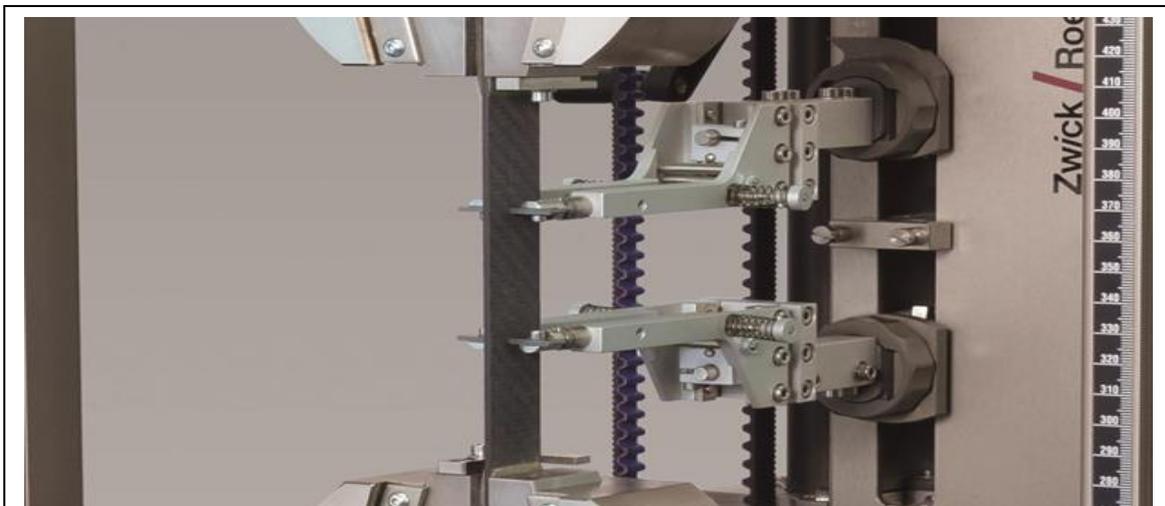


Figure 2.14 : Essai de traction sur filaments simples.

Le diamètre des filaments simples est de l'ordre du micromètre. Le filament est tout d'abord fixé dans un cadre papier de petites dimensions selon ISO 11566. Il est ensuite aligné et fixé dans le dispositif de serrage de la machine d'essais avant application de la charge. Après découpe du petit cadre, les propriétés pourront être déterminées sous sollicitation de traction.

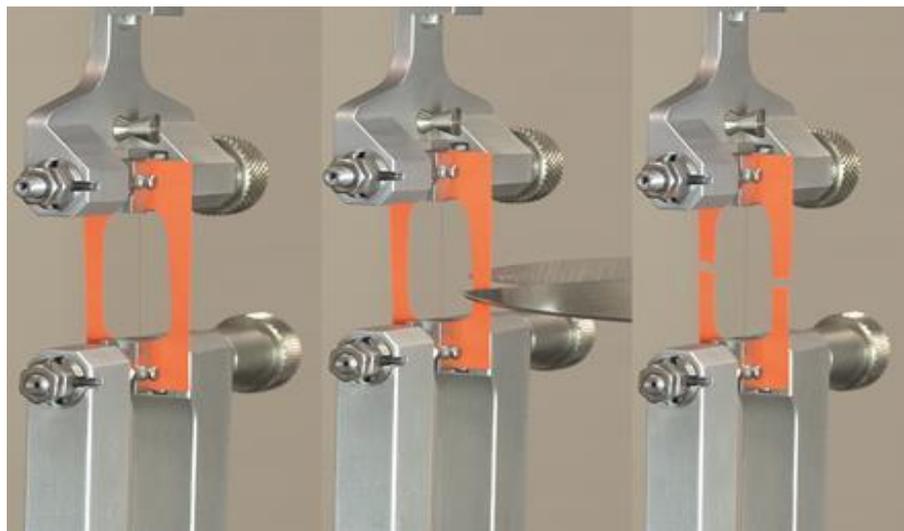


Figure 2.15 : Essai de traction sur brins de filaments.

De manière générale, les brins de filament sont tout d'abord enrobés dans de la résine, puis coupés en longueurs. Des talons sont collés aux extrémités pour permettre une application uniforme de la force de traction sur l'éprouvette. Des outils tels que les extensomètres ZwickRoell (extensomètre makroXtens et multiXtens) sont particulièrement appropriés à la mesure de la déformation.

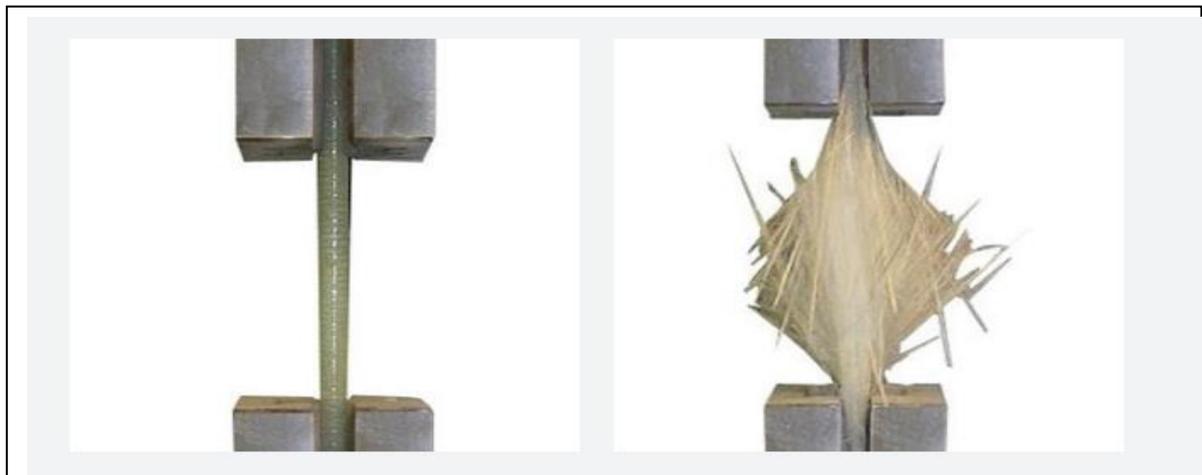


Figure 2.16 : Essai de traction sur GFRP pultrudé.

Les tiges pultrudées peuvent être testées avec des talons renforcés. Les talons sont adaptés au profil et à la structure de l'éprouvette. Des essais sans talon renforcé pourront également être réalisés à l'aide de mâchoires

hydrauliques ou mâchoires pneumatiques équipées de mors spéciaux. Cet essai est décrit dans l'ASTM D 3916.

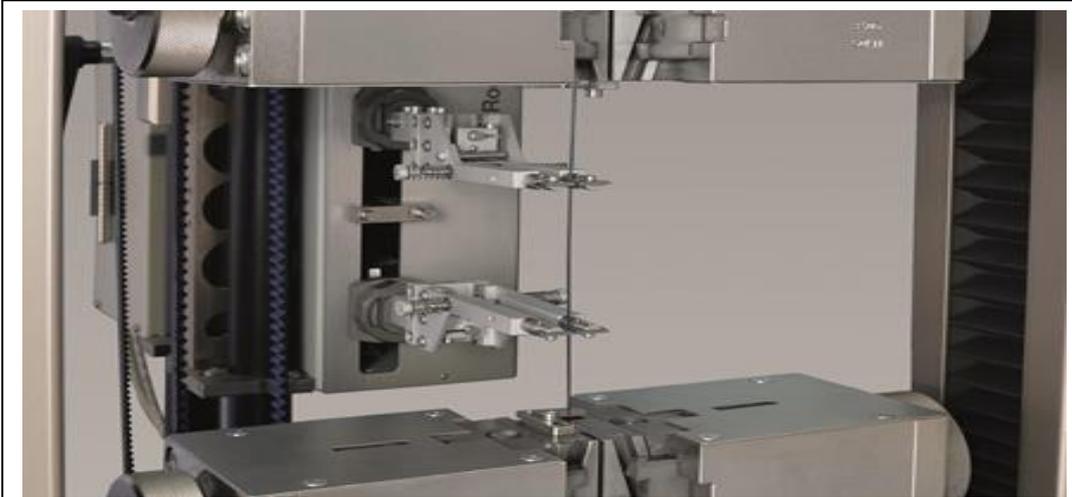


Figure 2.17 : Essai de traction sur stratifiés unidirectionnels.

Les stratifiés unidirectionnels sont en principe testés longitudinalement pour la résistance des fibres et transversalement pour la résistance d'adhésion. Afin d'éviter une rupture entre les mors, les éprouvettes sont de manière générale équipées d'extrémités renforcées. Cet essai est décrit dans plusieurs normes (ISO, ASTM, EN, AITM, BSS, DIN, SACMA) ainsi que dans les normes CRAG. Sa réalisation demande une très grande précision de l'alignement et de la mesure de la déformation.

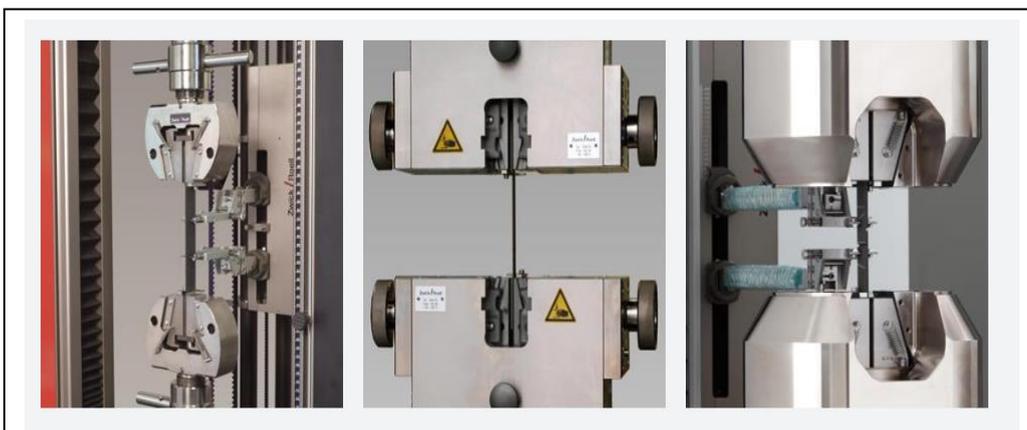


Figure 2.18 : Essai de traction sur stratifiés multidirectionnels

Selon la taille de la structure textile, les stratifiés multi-directionnels seront testés avec des largeurs éprouvettes de 25 mm (50 mm, dans certains cas). Conformément à l'ISO 527-4, l'épaisseur de l'éprouvette peut aller jusqu'à 10

mm. De très grandes forces de traction supérieures à 300 kN pourront apparaître sur les grandes sections éprouvette. Pour mesurer l'allongement, ZwickRoell utilise des jauges de contrainte, extensomètre mécaniques (Clip-on, makroXtens, multiXtens) ou extensomètres optiques (videoXtens HP).

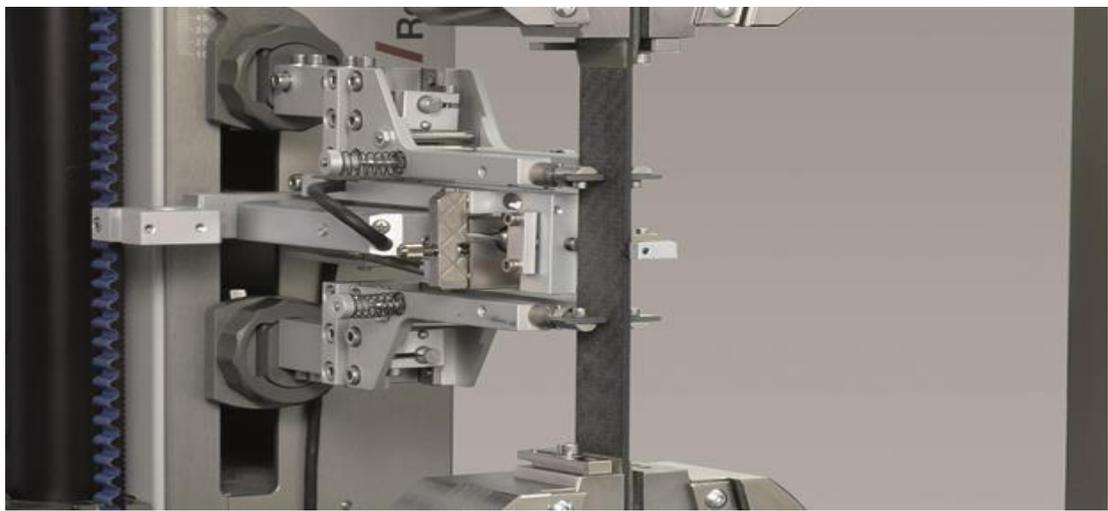


Figure 2.19 : Essai de traction entaillé (Open Hole Tensile).

Cet essai caractérise l'influence d'un trou sur la résistance à la traction des stratifiés. Le résultat est habituellement représenté comme facteur d'entaille; il fournit le ratio de l'éprouvette endommagée-non endommagée.

Détermination de la résistance au cisaillement interlaminaire, ILSS

Le terme „Résistance au cisaillement interlaminaire, ILSS“ décrit une résistance au cisaillement entre les couches de stratifié.

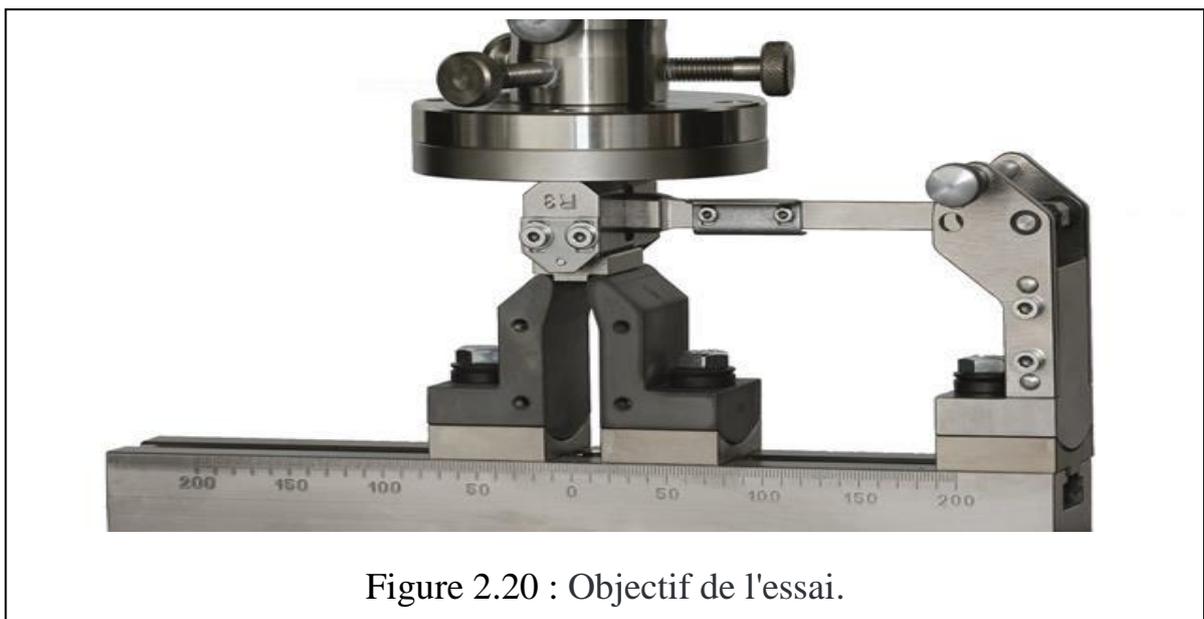


Figure 2.20 : Objectif de l'essai.

Sur les stratifiés avec matrice fragile, par exemple en résine époxy, la résistance au cisaillement interlaminaire est en principe déterminée dans l'essai de flexion court (SBS). Ce faisant, la présence de contrainte de cisaillement dans l'essai de flexion est communément admise. Lorsque l'écartement entre appuis comparé à l'épaisseur éprouvette est faible, les contraintes survenues au cisaillement comparées aux contraintes normales produites par le couple de flexion sont très grandes. Une contrainte à la rupture en cisaillement, permettant de mesurer la résistance à cisaillement, pourra être créée de la sorte sur les matériaux à matrice élaborés à partir de constituants fragiles.

La résistance au cisaillement du matériau à matrice ou la qualité du liant des fibres pourra être caractérisée selon le type de rupture.

La méthode, de mise en œuvre relativement aisée, repose sur un outil simple, disposant de bonnes capacités d'alignement et d'un centrage précis du poinçon de flexion. Fréquemment utilisée pour le Contrôle Qualité, elle s'adapte aisément à la comparaison entre matériaux.

Mais cette méthode, qui laisse souvent apparaître des pics de compression à proximité de la panne de flexion, livre uniquement les propriétés de cisaillement visibles.

Essai des stratifiés standards

- Des essais sur stratifié standard de 2 mm d'épaisseur sont habituellement réalisés dans le développement matériau. Conformément à la norme à appliquer, l'écartement entre appuis est de 8 ou 10 mm et devra être réglé avec une précision de ± 0.1 mm. Avec ± 0.02 mm, la norme EN 2563 définit une tolérance très étroite en matière de centrage de la panne de compression.
- Les outillages d'essais de ZwickRoell peuvent être utilisés tant pour le centrage que l'écartement entre appuis, ou encore pour le parallélisme des appuis.

Essai des stratifiés de structures finies

Les stratifiés de profilés, plaques ou composants sont fréquemment proposés dans d'autres épaisseurs. Le rapport écartement entre appuis / épaisseur du stratifié doit toutefois impérativement être respecté. Pour ce faire, un réglage aisé de l'écartement entre appuis devra être possible pour chaque série d'essai et le centrage maintenu. L'outil ILSS de ZwickRoell est équipé dans ce but d'une vis à sens contraire. Les appuis pourront ainsi être réglés sur l'écartement souhaité tout en respectant le point central. Les surfaces de mesure définies sur les côtés de l'appui permettent le contrôle précis de l'écartement.

Taux de restitution de l'énergie G

Grandeurs caractéristiques de mécanique de la rupture, les taux de libération de l'énergie jouent un rôle essentiel dans la caractérisation des matériaux renforcés de fibres

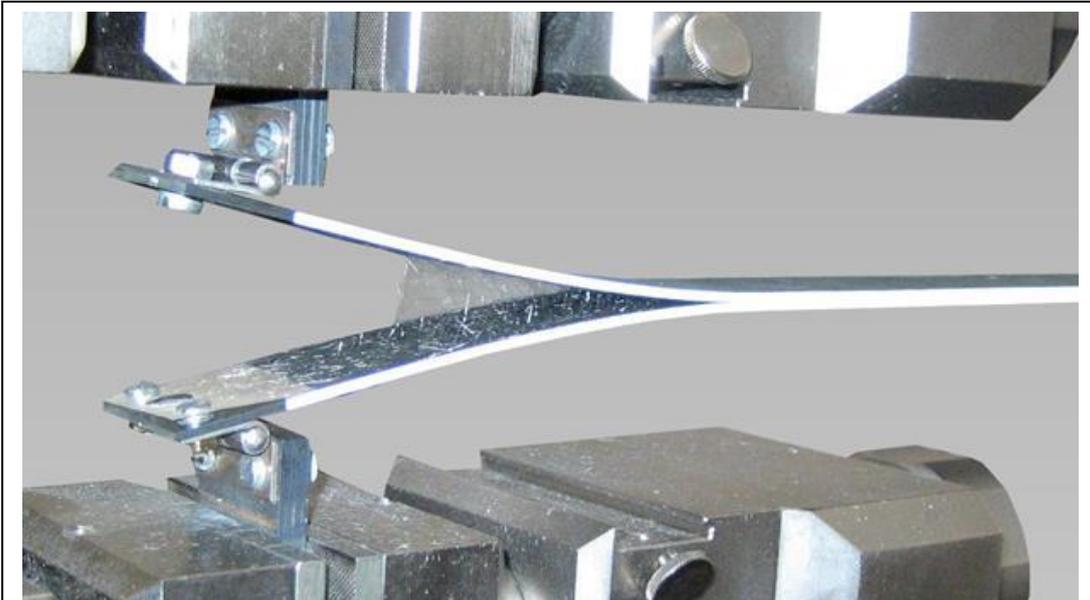


Figure 2.21 : Objectif de l'essai.

Ces grandeurs caractéristiques livrent l'énergie se rapportant aux surfaces de rupture; elles devront être appliquées à une éprouvette définie, afin de faire progresser une fissure. Le résultat obtenu est une valeur, qui décrit la sensibilité de propagation de fissure d'un stratifié. Différents types de sollicitation co-existent.

- Mode I: Ouverture de la fissure
- Mode II: Sollicitation de cisaillement le long du plan stratifié
- Mode II Sollicitation de torsion perpendiculaire au plan stratifié

La mesure du taux de libération d'énergie en Mode I est la mesure la plus fréquemment employée; elle est décrite en terme de normes ISO, ASTM et EN. Aucune norme n'est proposée à ce jour pour le Mode III. L'ASTM décrit d'autre part une méthode mixte, permettant une combinaison des Mode I et Mode II avec portions variables.

Mode I Mesure dans le montage d'essai DCB

- Le Mode I Taux de libération d'énergie est habituellement réalisé avec des éprouvettes DCB (Double Cantilever Beam).
- Cette éprouvette est dotée d'une fissuration dans le plan du stratifié, qui aura par exemple été créée par mise en place d'un film plastique pendant la stratification.
- La sollicitation pourra être appliquée par Loading-Blocks collés, par charnières ou appuis spéciaux.
- Pendant l'essai, l'ouverture de la fissure sera mesurée comme course traverse et corrigée de la somme de la déformation sur le côté de l'éprouvette. L'énergie utilisée est calculée à partir de l'intégrale de la force mesurée pour la déformation. Dans un premier temps, la croissance de la fissure est suivie à l'œil nu sur le côté de l'éprouvette.

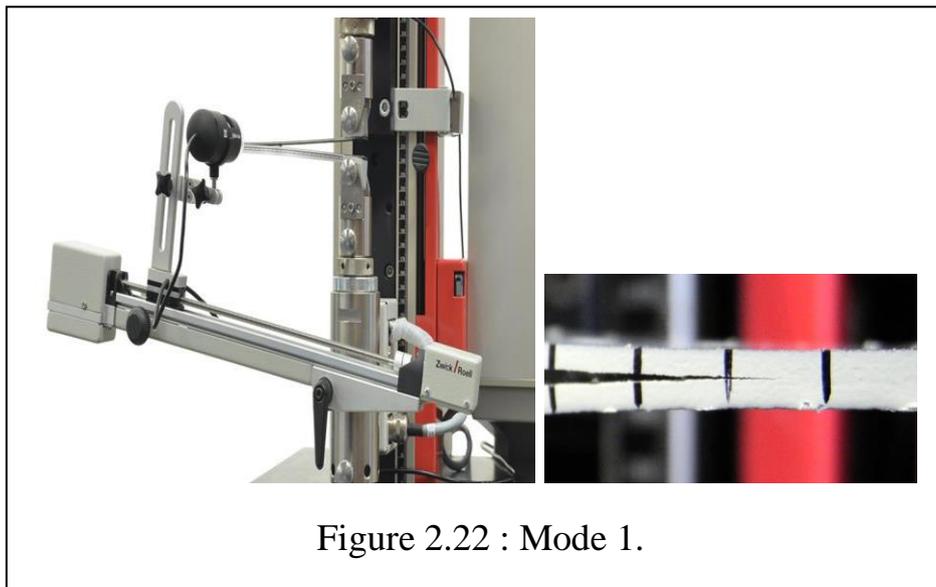


Figure 2.22 : Mode 1.

- exploitation de la fissure s'effectuera ensuite en macrographie sur la surface latérale de l'éprouvette. Pour une meilleure traçabilité de la mesure, des loupes numériques entraînées le long de l'éprouvette seront utilisées.
- Synchronisée image-par-image sur la courbe de mesure, la vidéo enregistrée permet ainsi une vérification et correction ultérieure de l'essai en cas de doute.
- Les déroulements d'essais et exploitations de résultats diffèrent selon la norme appliquée.

- Les normes sont: ISO 15024, ASTM D 5528, AITM 1-0005, AITM 1-0053, Boeing BSS 7273, CRAG method 600, NASA method RP 1092 ST-5, ESIS TC 4, prEN 6033 (retirée)

Mode II – Mesure dans le montage d'essai SENB / ENF

Outre l'essai de flexion, l'essai de traction et de compression sur éprouvettes entaillées permettront de créer et mesurer les sollicitations en Mode II.

La mesure du taux de libération d'énergie en Mode II est standardisée dans un essai de flexion. Les contraintes de compression apparues en essai de flexion seront utilisées ici pour faire avancer la fissure. Le terme SENB (Single End Notch Bending) désigne l'éprouvette, mais l'abréviation ENF (End Notch flexure) est également employée. La mesure du fléchissement s'effectue via la course traverse (avec correction de rigidité), ou au moyen d'un capteur de course qui sera centré sur l'éprouvette.

Le point d'initiation de la fissure est caractérisé par une force maximale. En fin de mesure, l'éprouvette est refroidie à l'azote liquide puis entièrement cassée afin de mesurer les surfaces de rupture.

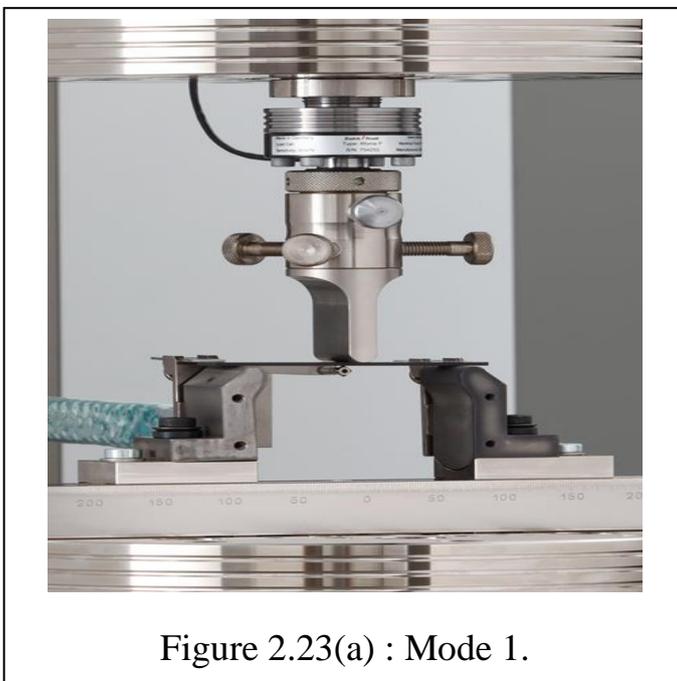


Figure 2.23(a) : Mode 1.

Mixed Mode Bending (MMB)

Le fléchissement „Mixed Mode“ peut être mesuré sur stratifiés unidirectionnels. Les Mode I et Mode II sont alors combinés.



Figure 2.24(b) : Mode 1.

- Un fournisseur mondial de premier plan de fibres de verre et de matériaux composites a été chargé d'effectuer des tests de fatigue de contrôle qualité plus exigeants, conformément aux prescriptions de son client du secteur de l'aérospatiale.

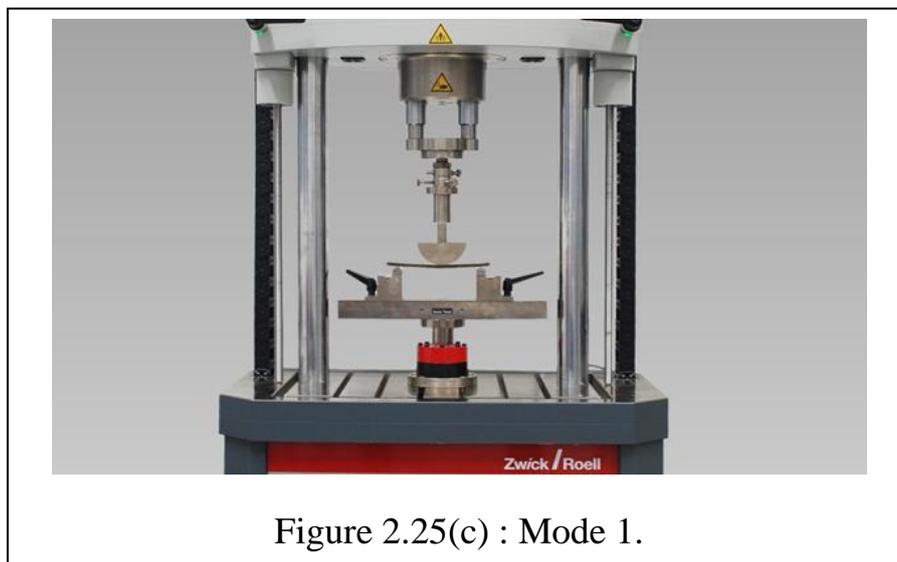


Figure 2.25(c) : Mode 1.

Chapitre 3

Analyse numérique d'un délaminage des matériaux composites

3.1. Introduction :

Les composites, comme tout matériau, peuvent se dégrader sous l'action du chargement qui leur est appliqué en provoquant des dégradations mécaniques des pièces composites (le délaminage). L'étude d'un délaminage existant et de son comportement est d'une grande importance. En réalité, le délaminage résultant de la propagation d'une fissure peut mener à la rupture d'un composant qui favoriserait la ruine totale de la structure. La mécanique de la rupture est l'outil adéquat pour analyser ce genre de situation en se basant sur les caractéristiques de rupture du matériau qui sont le facteur d'intensité de contrainte critique (Kc) ou le taux de restitution d'énergie critique (Gc) appelé aussi ténacité. Cette dégradation du composite a été étudiée par de nombreux auteurs.

Expérimentalement, il a été observé que les différents mécanismes d'endommagement dans les stratifiés croisés sont la fissuration transverse, le délaminage en pointe de fissure ou interlaminaire et la fissuration longitudinale [45]. L'ordre et la séquence d'apparition de ces endommagements dépendent principalement des paramètres suivants : la nature des constituants fibre/matrice, l'architecture de la plaque stratifiée, le processus de fabrication et de mise en forme ainsi que les différents types de sollicitations. La rupture finale du composite résulte de la propagation et de l'accumulation de ces trois types d'endommagement. Dans la littérature, ces endommagements ont généralement été étudiés de manière séparée : les études portent soit sur la propagation des fissures transverses par une méthode analytique ou numérique [46], soit sur un modèle analytique de délaminage [47]. Cependant quelques auteurs étudient le rôle des fissures transverses dans le déclenchement du délaminage entre les couches. Par exemple, Wang et Karihaloo [48] étudient le meilleur empilement (0,45,90) pour réduire la concentration de contrainte en pointe de fissure et la

constante de cisaillement en mode II à l'interface. En raison de l'hétérogénéité du matériau composite, des études probabilistes ont aussi été réalisées par deux approches : certains [49, 46] utilisent un critère probabiliste sur la répartition de contrainte critique alors que [50] utilise un critère de répartition aléatoire sur le taux de restitution d'énergie critique.

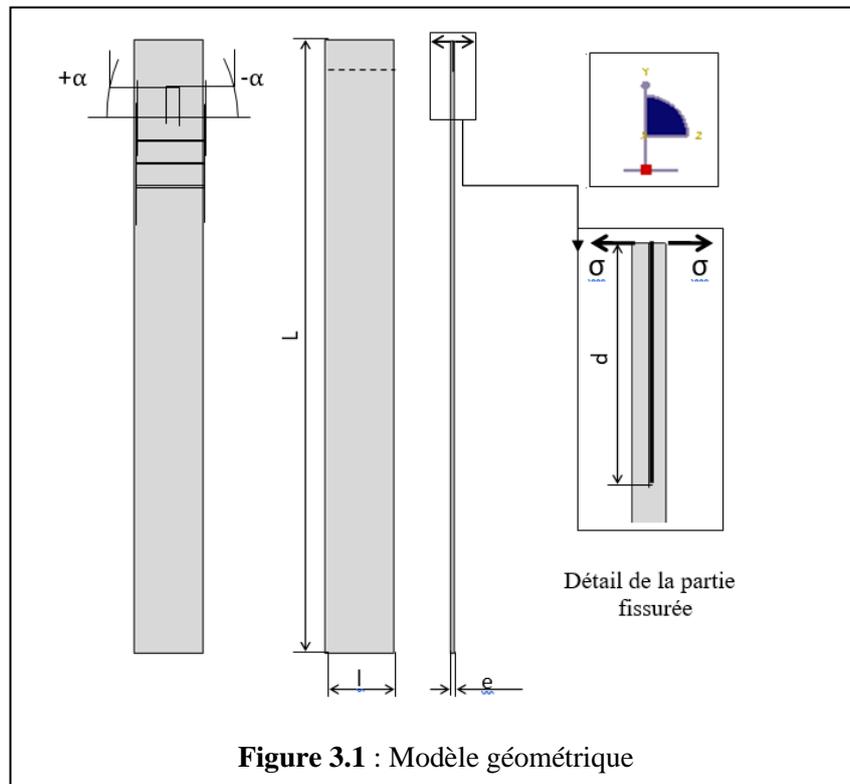
Notre travail a pour objectif l'analyse par la méthode des éléments finis l'évolution du paramètre K facteur d'intensité de contraintes de trois plaques constituées de la même matrice Epoxyde et avec différentes fibres de renforcement (bore, graphite et glace), dont les caractéristiques mécaniques des matériaux composites stratifiés sont indiquées dans le tableau 3.1 [51].

| Propriétés | Glass/époxy | Graphite/Epoxy | Bore/Epoxy |
|--------------------------------|-------------|----------------|------------|
| E11 (GPa) | 50 | 134 | 208 |
| E22 (GPa) | 14.5 | 10.3 | 25.4 |
| E33 (GPa) | 14.5 | 10.3 | 25.4 |
| G12 (GPa) | 2.56 | 5.5 | 7.2 |
| G13 (GPa) | 2.56 | 5.5 | 7.2 |
| G23 (GPa) | 2.24 | 3.2 | 4.9 |
| ν_{12} | 0.33 | 0.33 | 0.1677 |
| ν_{13} | 0.33 | 0.33 | 0.1677 |
| ν_{23} | 0.33 | 0.53 | 0.035 |
| K_{IC} (MPa. \sqrt{m}) | 7000 | | |

Tableau 3.1 : Propriétés des trois composites stratifiés [51].

Le modèle géométrique choisi est une plaque composite stratifiée rectangulaire, celle -ci est soumise à une contrainte appliquée variable de (1 à 10) MPa suivant l'axe des Z, l'autre face étant fixe (voir Figure 3.1). Notre étude montre la variation du facteur d'intensité de contraintes sous l'effet de plusieurs paramètres tels que l'angle α de l'orientation des fibres, la longueur du

délaminage et la charge appliquée. On note que le facteur K_I est prélevé en deux positions, $K_{I\text{milieu}}$ et $K_{I\text{extr}}$.



l : Largeur de la plaque = 20 mm

L : Longueur de la plaque stratifiée = 150 mm

e : Epaisseur de la plaque = 1 mm (8 plies)

d : Longueur du délaminage variable de (30 au 60)mm

α : Angle d'orientation des fibres ($+\alpha$; $-\alpha$)

σ : Contrainte appliquée variable de (1 à 10) MPa

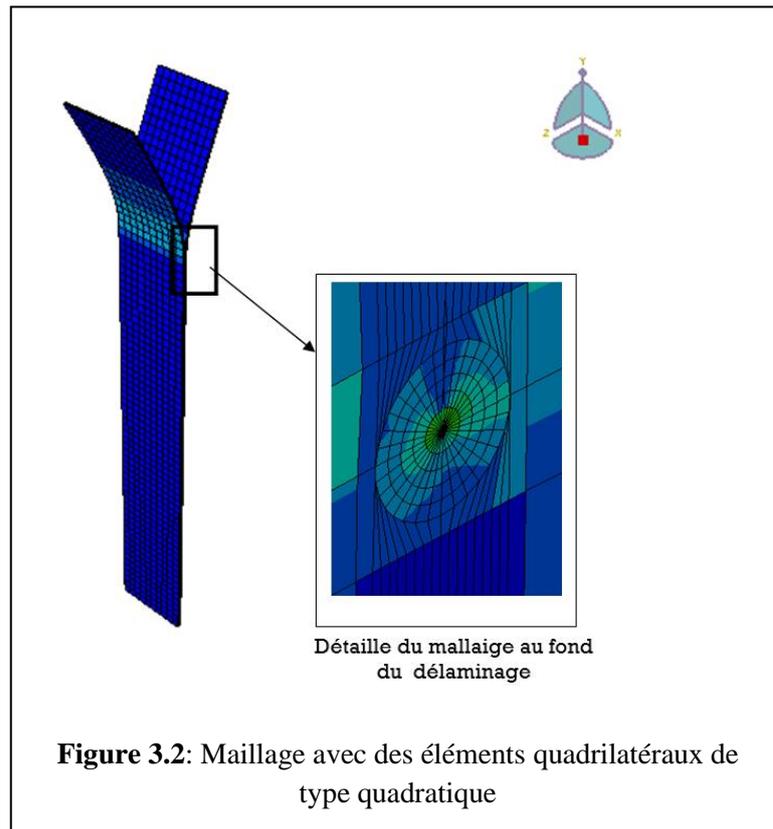
3.2. Modélisation Numérique :

Pour simuler le comportement linéaire en traction et l'influence d'orientation des fibres ainsi que les autres paramètres, nous avons utilisé un code de calcul « Abaqus » la version 6.13 pour l'analyse des structures composites par la méthode des éléments finis. Ce code présente un système complet, intégrant non seulement les fonctions de calcul proprement dites, également des fonctions de construction du modèle (pré processeur) et de traitement des résultats (post-processeur) [53].

3.2.1. Méthode des éléments finis :

Cette méthode est une extension des techniques d'analyse des structures bidimensionnelles et tridimensionnelles, telles que les poutres et les coques, elle est considérée aussi comme l'un des outils les plus efficaces et les plus favorables pour la simulation numérique, et s'applique aux problèmes de mécanique des milieux continus présentant une linéarité ou une non linéarité de la mécanique du solide (élasticité, plasticité...etc.)

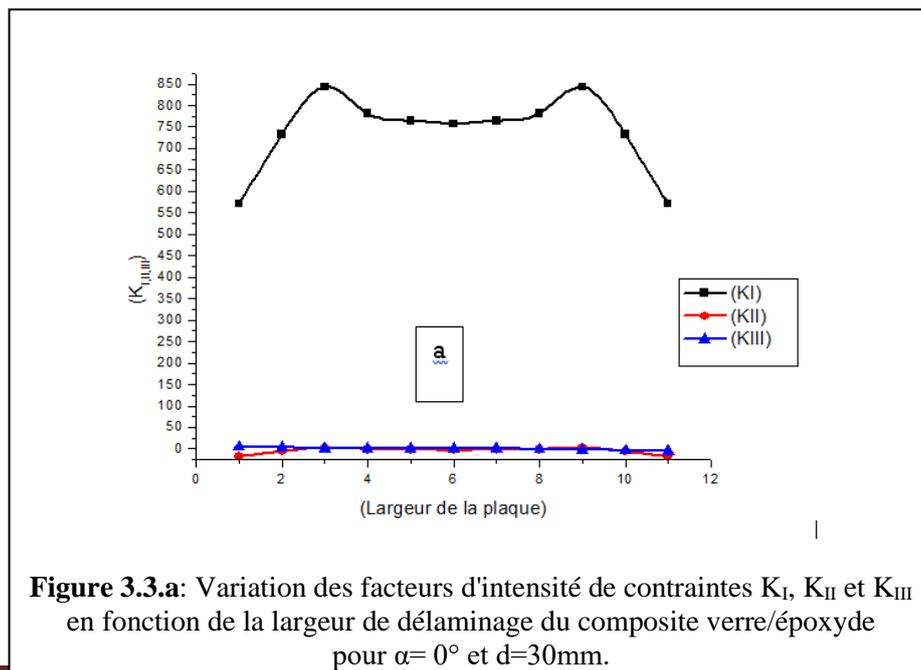
L'objectif est de savoir comment mailler le domaine pour avoir des résultats satisfaisants. Sachant qu'un maillage trop fin donne une bonne précision du résultat mais avec un temps de calcul long, alors qu'un maillage grossier fait perdre en précision mais réduit le temps de calcul. La démarche adoptée est d'utiliser dans cette analyse un maillage « raisonnable » tout en affinant les régions jugées critiques (entailles et délaminage). Le maillage doit être affiné jusqu'à l'obtention de résultats voisins. Un bon maillage est obtenu par un raffinement idéal très proche de l'entaille ; il est constitué d'un nombre optimal d'éléments, c'est-à-dire, capable de nous fournir des résultats précis en un temps de calcul raisonnable. Pour bien mener cette étude, on a choisi un élément coque quadrilatéral de type quadratique (Figures 3.2).



3.3. Résultats et discussions :

3.3.1-Influence de la largeur de délaminage sur les facteurs d'intensités des contraintes des trois composites

- Cas du mode d'ouverture I



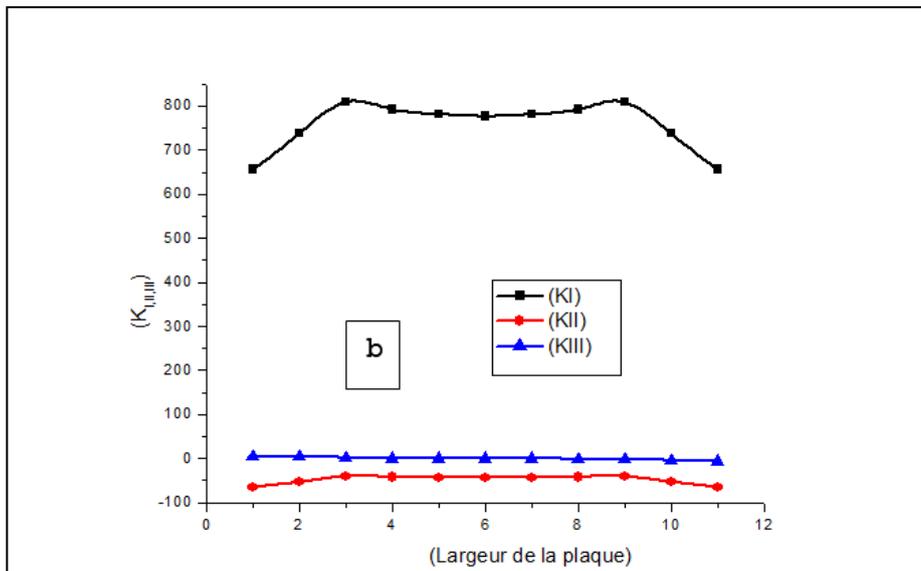


Figure 3.3.b: Variation des facteurs d'intensité de contraintes K_I , K_{II} et K_{III} en fonction de la largeur de délaminage du composite graphite/époxyde pour $\alpha=0^\circ$ et $d=30\text{mm}$.

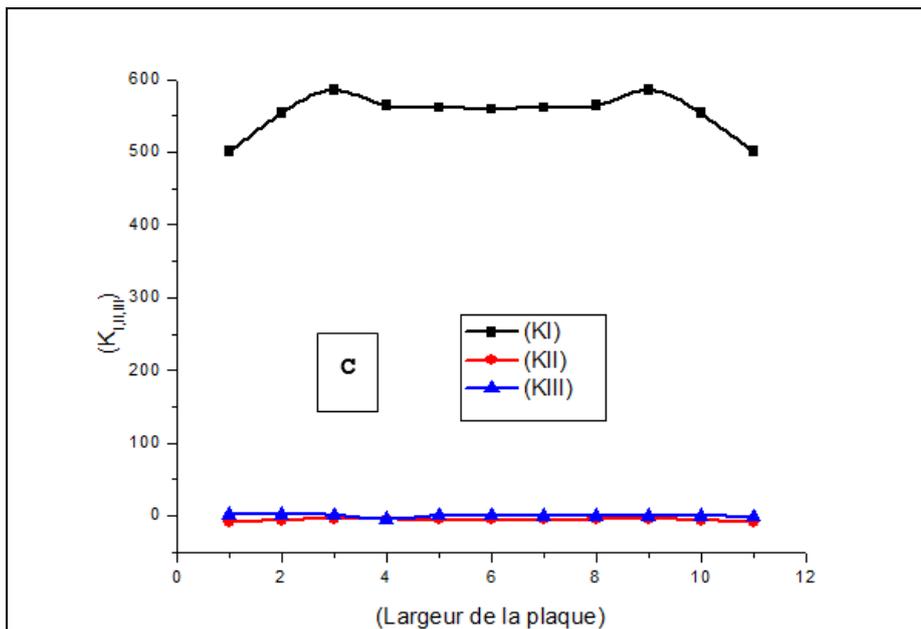
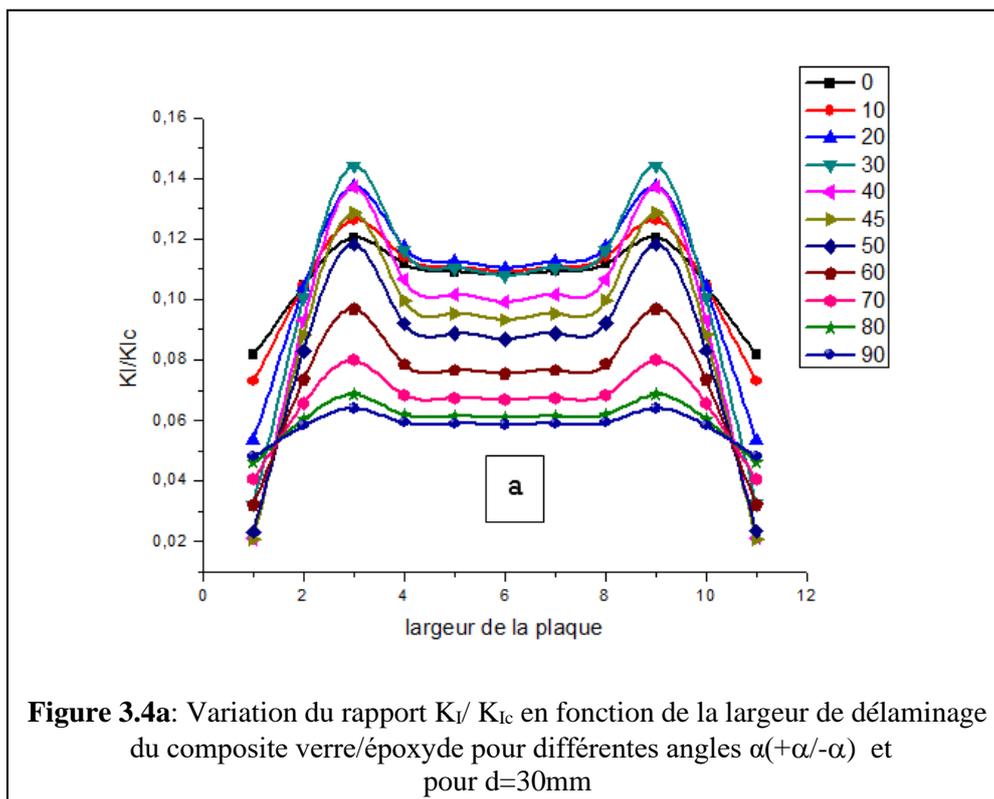


Figure 3.3.c: Variation des facteurs d'intensité de contraintes K_I , K_{II} et K_{III} en fonction de la largeur de délaminage du composite bore/époxyde pour $\alpha=0^\circ$ et $d=30\text{mm}$.

La figure 3.3(a, b etc) illustre la variation des facteurs d'intensité de contraintes K_I , K_{II} et K_{III} en fonction de la largeur de délaminage des trois

matériaux composites (verre/époxyde, graphite/époxyde et bore/époxyde). On note que la propagation du délaminage des plaques composites s'effectue en mode I pur et ceci selon l'effort appliqué au composite (Figure1). Le facteur d'intensité de contraintes K_I est nettement supérieur aux deux autres modes de. Dans notre étude le mode I pur est prépondérant et il est le seul paramètre à prendre en considération et on néglige les deux modes de glissement K_{II} et K_{III} .

3.3.2-Influence de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde sur le rapport K_I/ K_{Ic} pour différentes angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$ et différentes longueurs « d »



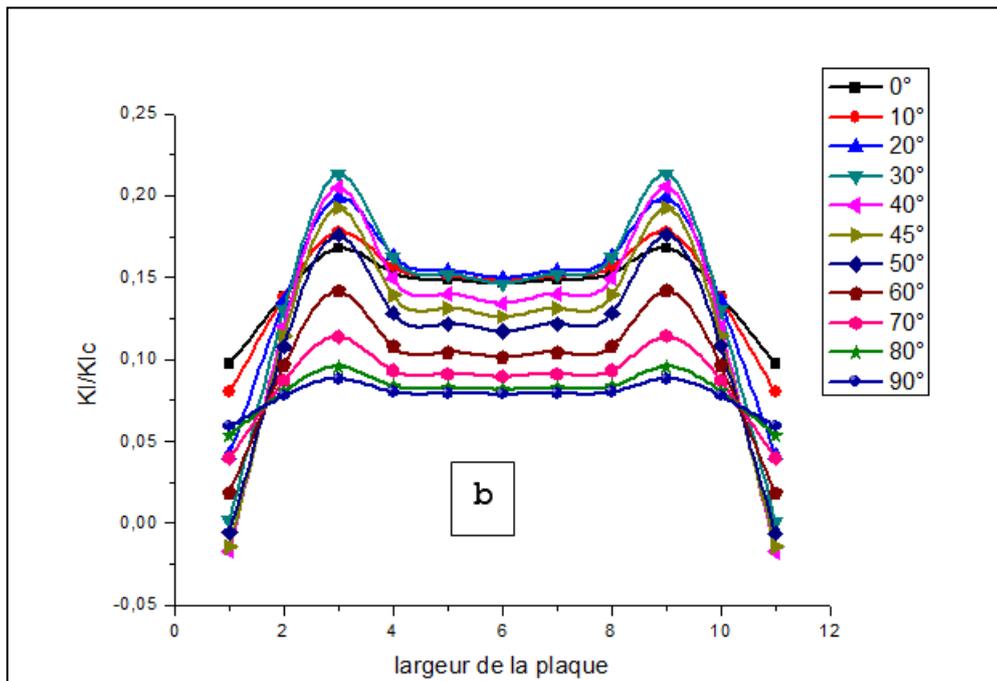


Figure 3.4b: Variation du rapport K_I/K_{Ic} en fonction de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde pour différents angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$ et pour $d=35\text{mm}$

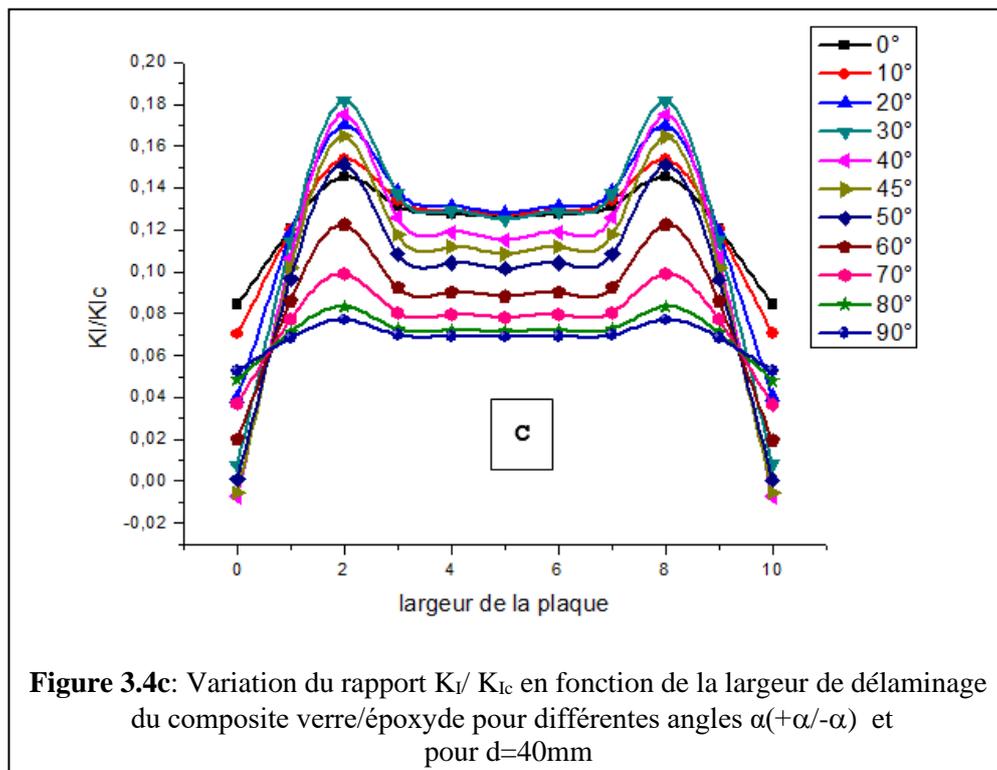
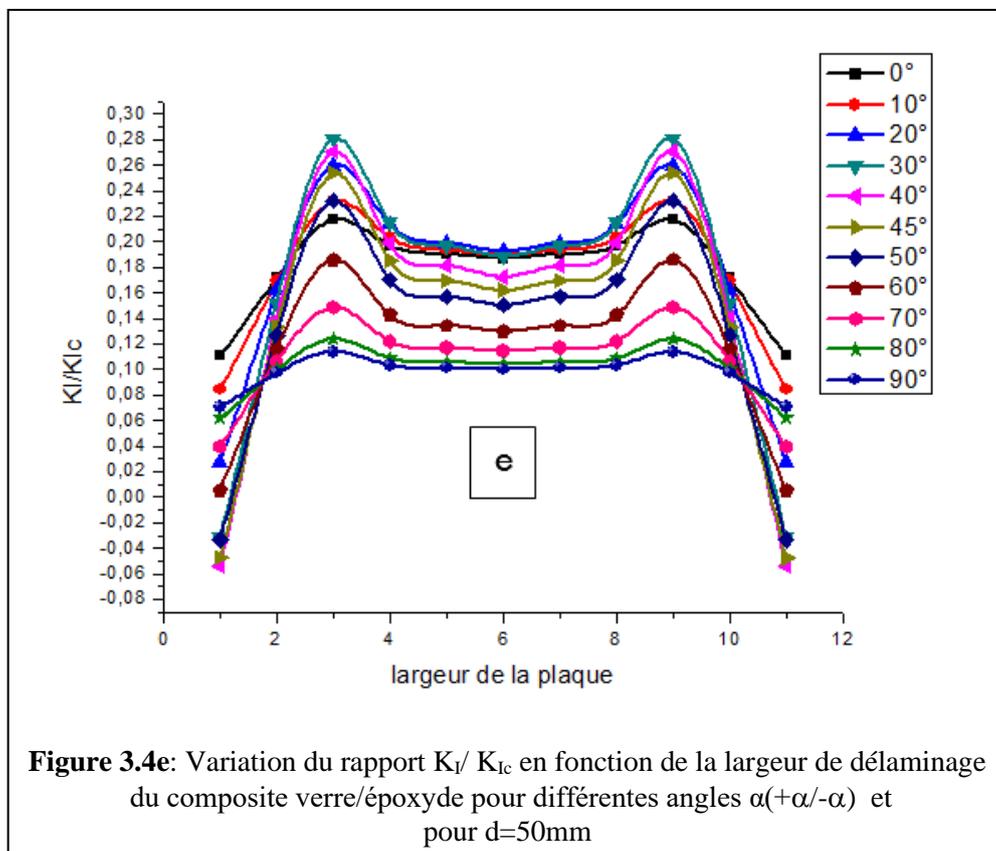
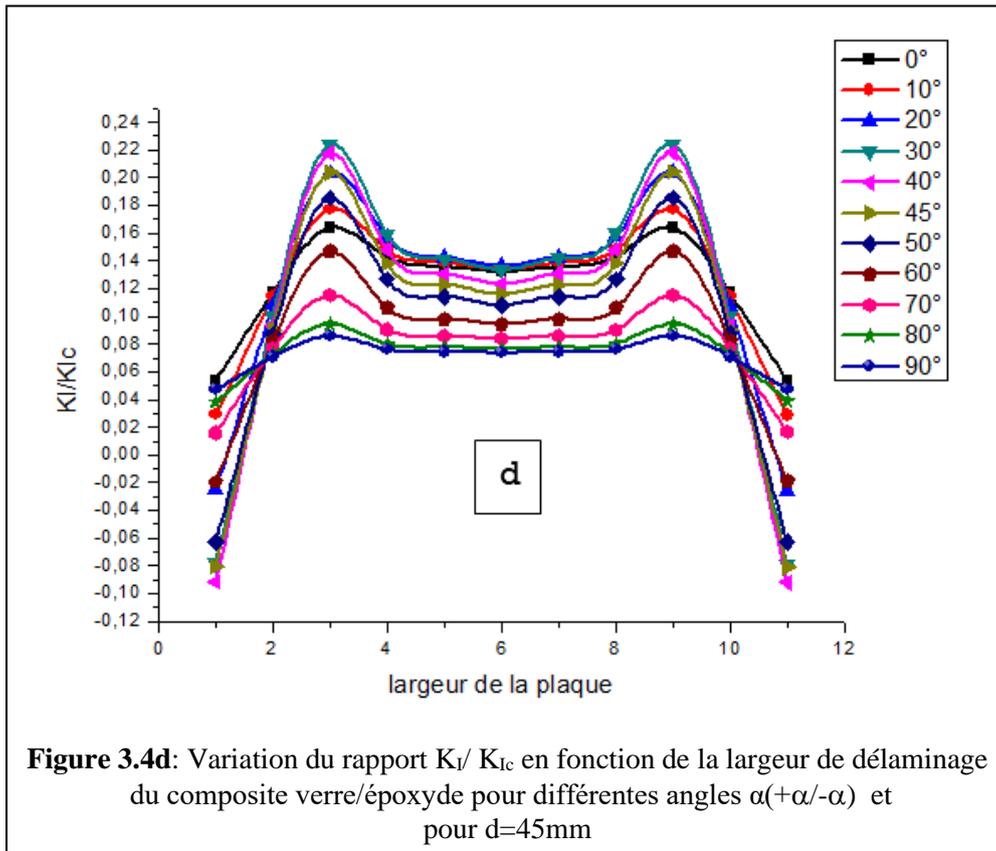
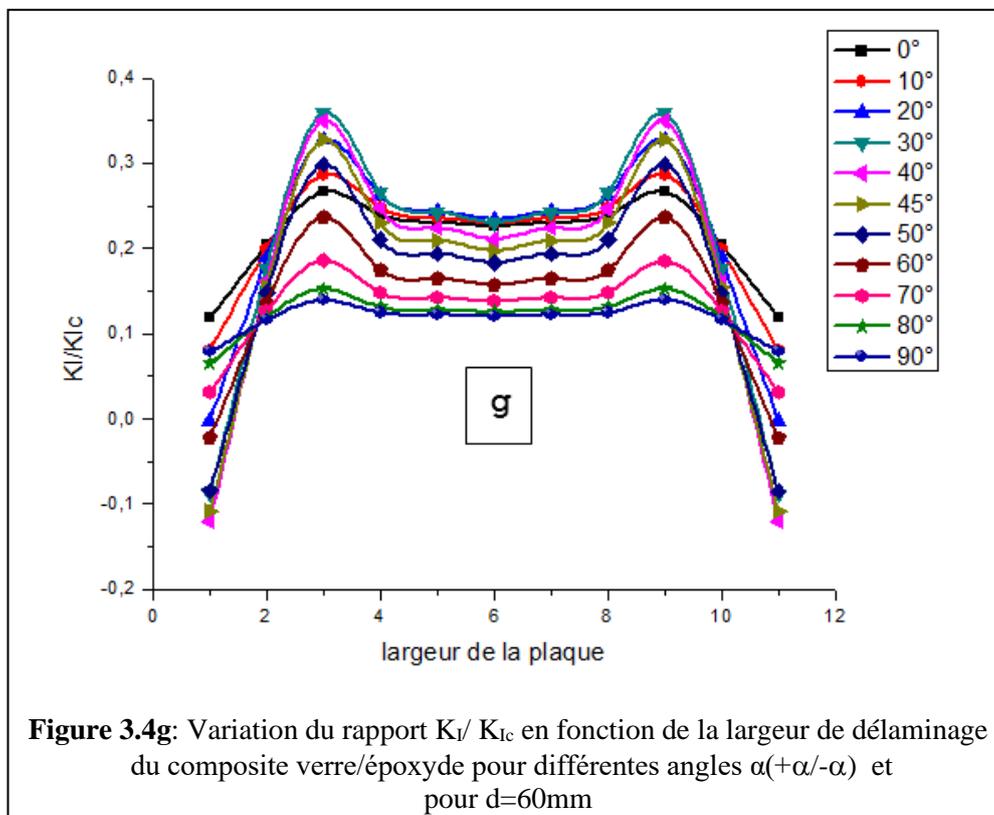
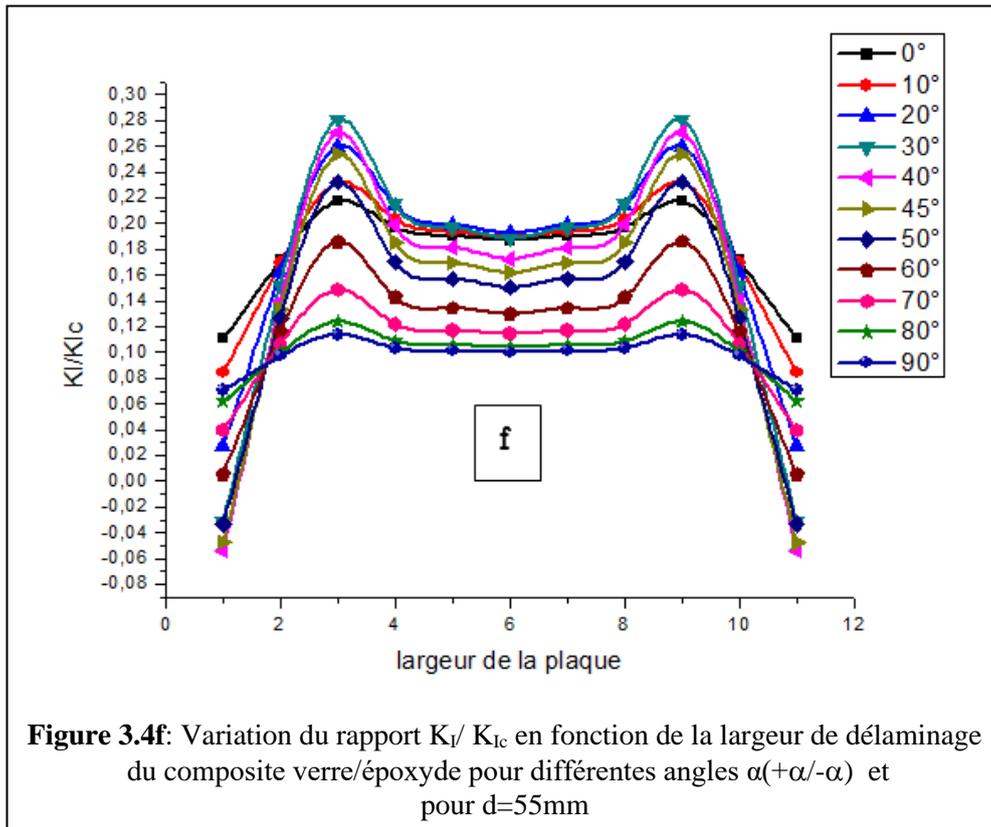


Figure 3.4c: Variation du rapport K_I/K_{Ic} en fonction de la largeur de délaminage du composite verre/époxyde pour différents angles $\alpha(+\alpha/-\alpha)$ et pour $d=40\text{mm}$





La figure 3.4 montre la variation du rapport K_I/K_{IC} en fonction de la largeur de délaminage et pour les différents angles d'orientation $+\alpha/-\alpha$ des plis du composite verre/époxy et les différentes longueurs d de la surface décollée. Les graphes des figures 4a, 4b, 4c, 4d, 4e, 4f et 4g sont déterminées respectivement pour les longueurs de délaminage 30 mm, 35 mm, 40 mm, 45 mm, 50 mm, 55 mm et 60 mm. On remarque que quel que soit la longueur de décollement des couches du composite stratifié verre/époxy la courbe du rapport K_I/K_{IC} présente une symétrie par rapport au milieu de la largeur de délaminage et par conséquent l'analyse doit se faire sur la demi largeur de délaminage. D'après les résultats obtenus numériquement par la méthode des éléments finis, on distingue trois zones différentes de la courbe du rapport K_I/K_{IC} :

La première zone se trouve aux bords libres de la plaque en composite sur une distance de 10% de la demi largeur de délaminage dans laquelle la valeur du rapport K_I/K_{IC} dépend de l'angle α des couches du composite stratifié et de la surface de décollement et il atteint des valeurs minimales dans cette zone et même des valeurs négatives. Aux bords libres du composite, on constate que quel que soit l'angle α et la longueur « d » de la surface de décollement, la propagation du délaminage est soit ralenti ou totalement stoppé.

La seconde zone se trouve au voisinage proche des extrémités libres sur une distance de 20% de la demi largeur de décollement. On note que quel que soit l'angle α et la longueur « d » la courbe du rapport K_I/K_{IC} a la forme d'une parabole, il augmente progressivement pour atteindre un pic puis il décroît jusqu'à une valeur stable au milieu de la plaque composite. On remarque que le pic du facteur d'intensité de contraintes est plus intense pour les angles d'orientations des fibres allant de 0° à 50° et son intensité décroît avec l'augmentation de l'angle α dans l'intervalle $[60^\circ, 90^\circ]$. Les deux orientations des fibres sous les angles 80° et 90° conduisent à un faible pic du FIC K_I . On constate aussi que l'augmentation de la surface de décollement conduit à une élévation du pic du FIC K_I .

La troisième zone se trouve au milieu de la plaque composite sur une distance de 20% de la demi largeur de délaminage. On remarque que quel que soit l'angle α et la longueur « d » le rapport K_I/K_{IC} est presque constant et le niveau du facteur d'intensité de contraintes K_I dépend fortement de l'angle d'orientation des fibres et de la longueur de délaminage.

3.3.3-Influence de l'orientation des fibres sur le rapport K_I/K_{IC} au milieu de la plaque

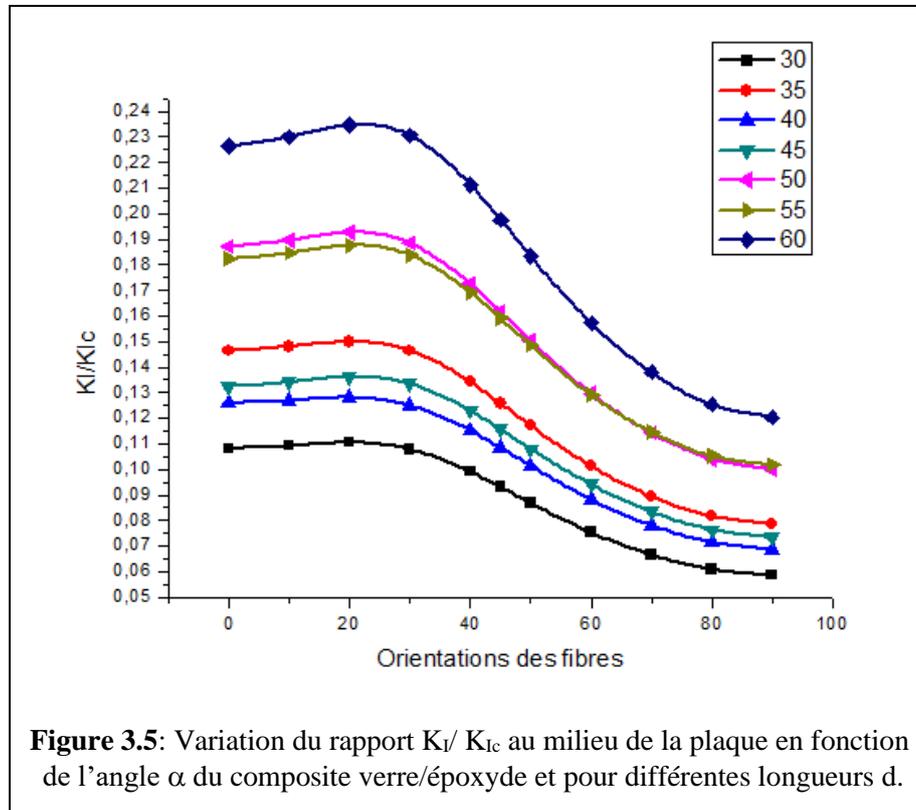
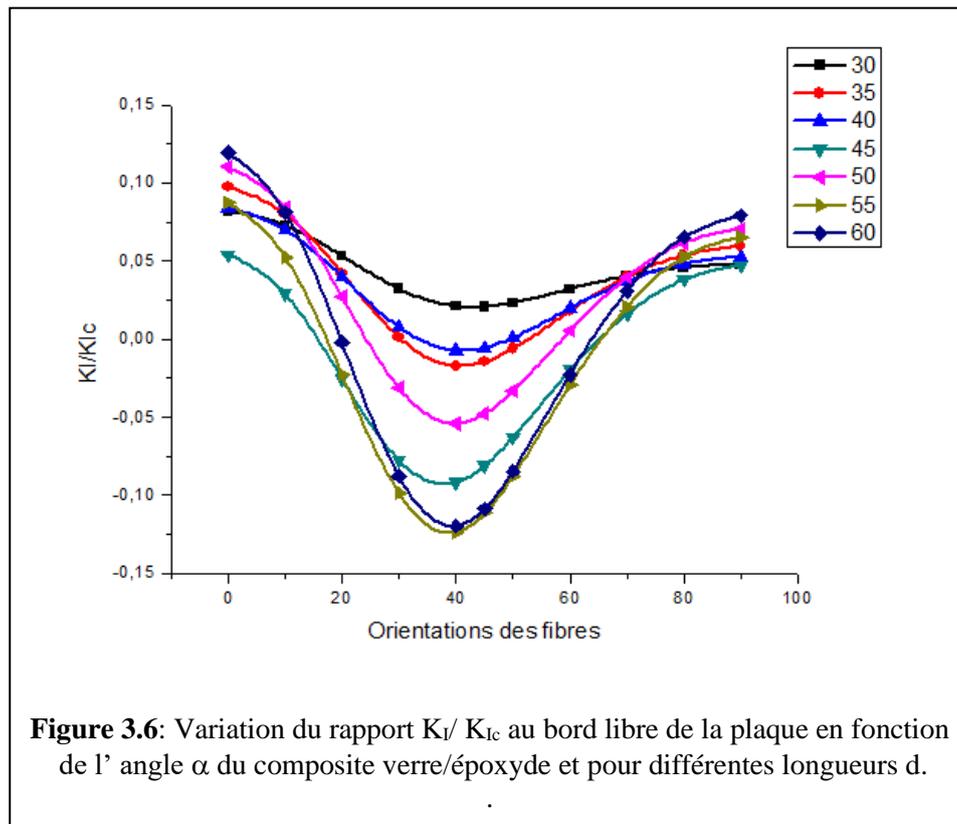


Figure 3.5: Variation du rapport K_I/K_{IC} au milieu de la plaque en fonction de l'angle α du composite verre/époxyde et pour différentes longueurs d.

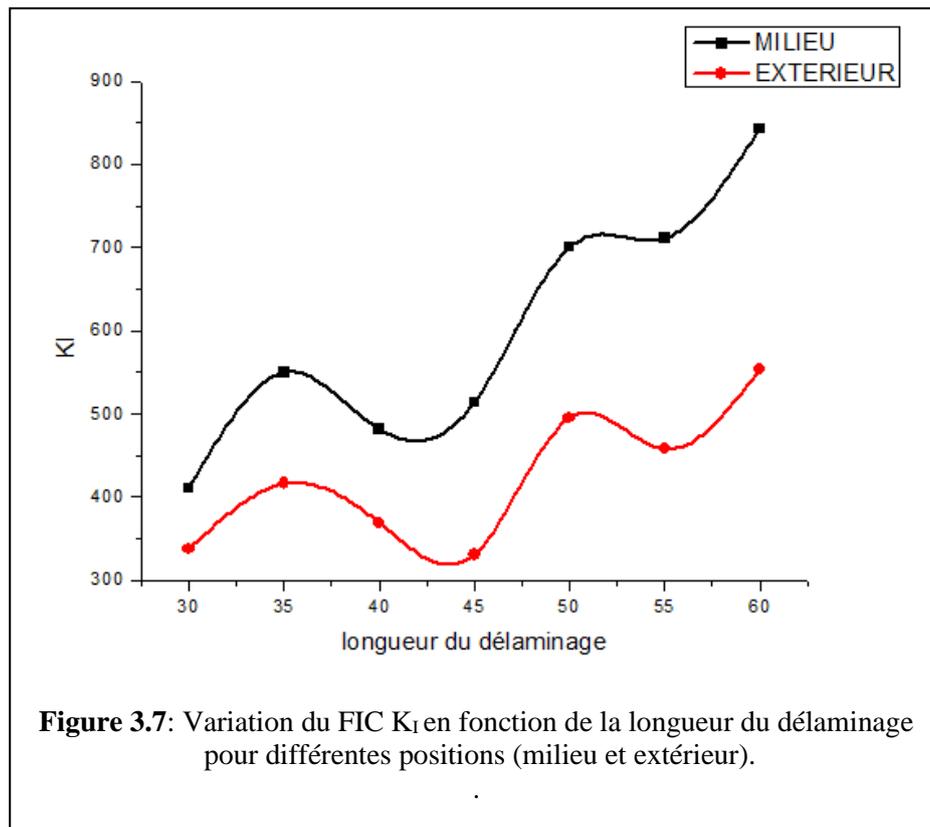
La figure 3.5 illustre la variation du rapport K_I/K_{IC} au milieu de la plaque composite en fonction de l'angle α et pour les différentes longueurs « d » de la surface de décollement. On note que quel que soit la longueur « d », le rapport K_I/K_{IC} est quasiment constant pour les angles α allant de 0° à 30° , puis il décroît proportionnellement à l'angle d'orientation des plis jusqu'à une valeur minimale qui correspond à $\alpha=90^\circ$.

3.3.4-Influence de l'orientation des fibres sur le rapport K_I/K_{IC} au bord libre de la plaque



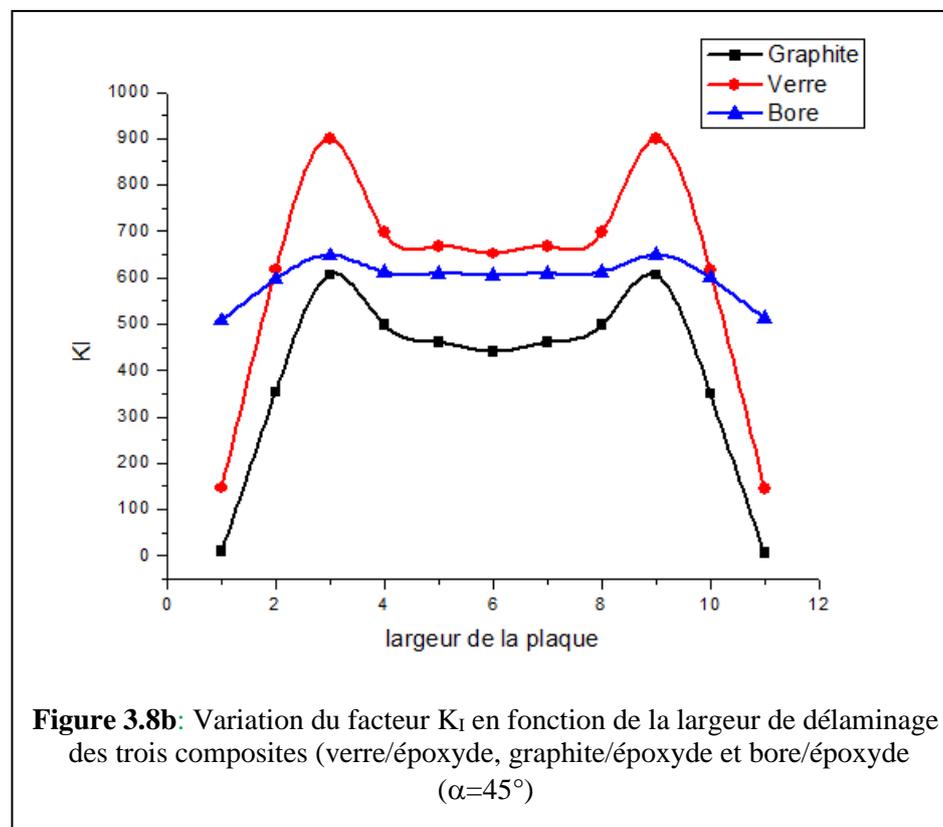
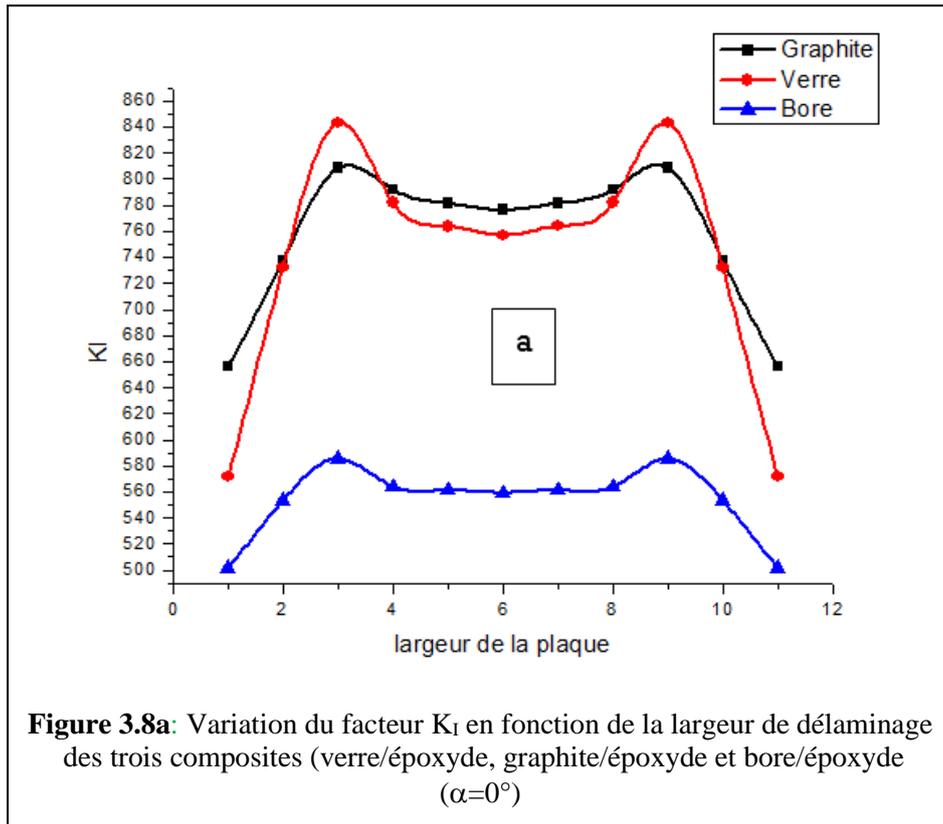
La figure 3.6 illustre la variation du rapport K_I / K_{Ic} au bord libre de la plaque composite en fonction de l'angle α et pour les différentes longueurs « d » de la surface de décollement. On constate que la courbe du paramètre K_I / K_{Ic} a la forme d'une parabole dont l'extrémum correspond à l'angle $\alpha = 40^\circ$ et ceci pour les différentes longueurs de délaminage. On note également que la variation du rapport K_I / K_{Ic} est non proportionnelle à la surface de décollement, ce qui confirme les résultats obtenus précédemment (voir Fig.3.5).

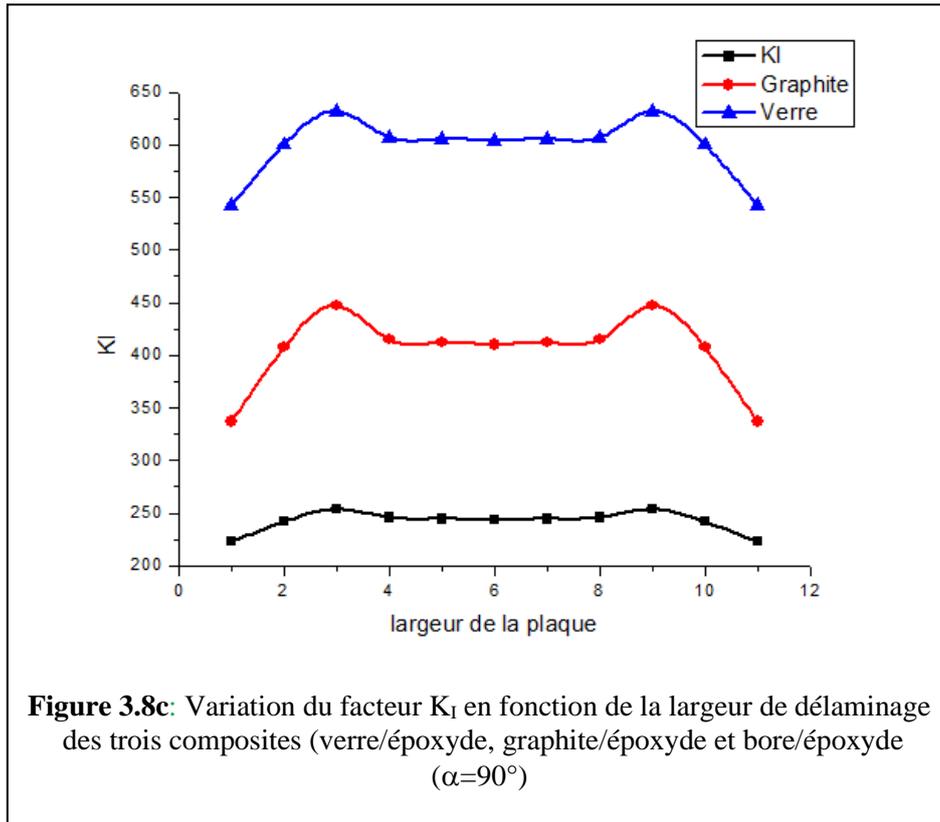
3.3.5-Influence de la longueur du délaminage sur le facteur K_I



La figure 3.7 représente la variation du FIC K_I en fonction de la longueur de délaminage pour un angle $\alpha=90^\circ$, cette courbe nous montre l'effet de la longueur de la surface de décollement sur le paramètre K_I . D'après les résultats obtenus numériquement, on remarque d'une part que le paramètre K_I croit avec l'accroissement de la longueur de délaminage et d'autre part cette variation n'est pas proportionnelle à cette longueur.

3.3.6-Influence des propriétés mécanique du composite sur le paramètre K_I



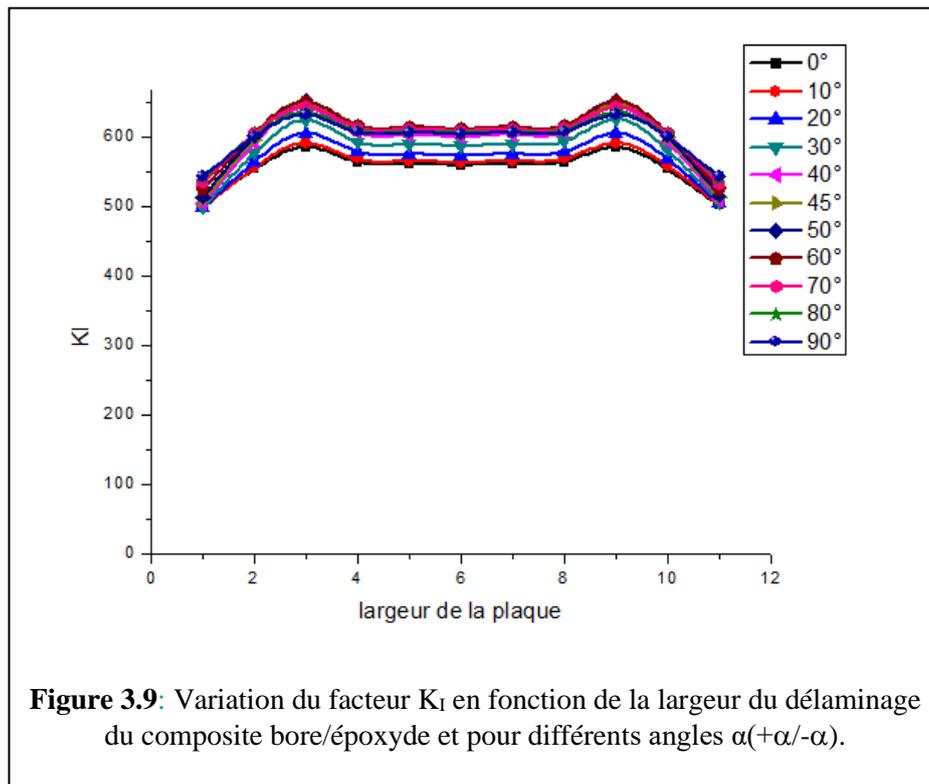


Les figures 3.8(a, b et c) illustrent la variation du FIC K_I en fonction de la largeur de délaminage pour les trois composites stratifiés verre/époxy, graphite/époxy et bore/époxy. Ces graphes sont déterminés pour une longueur de décollement égale à 30 mm et les angles d'orientations des plis de 0° , 45° et 90° et ils nous montrent l'influence des propriétés mécanique du composite sur le paramètre K_I . On remarque que le FIC K_I est presque constant le long de la largeur de délaminage de la plaque composite avec la présence d'une légère variation aux extrémités libres du composite bore/époxy et ceci quel que soit l'angle α des fibres. Par conséquent, pour ce type de composite l'angle d'orientation des fibres n'a pas une grande influence sur la variation du paramètre K_I . Comparativement aux composites graphite/époxy et verre/époxy,

On observe que pour les deux angles d'orientation des fibres $\alpha=45^\circ$, le facteur d'intensité de contrainte du composite verre/époxy est supérieur à celui du composite graphite/époxy au milieu de la largeur de décollement et au voisinage proche de l'extrémité libre de la plaque composite mais il reste constant aux bords libres des deux composites. Pour l'angles 90° l'écart entre les facteurs d'intensité de contraintes des deux composites verre/époxy et

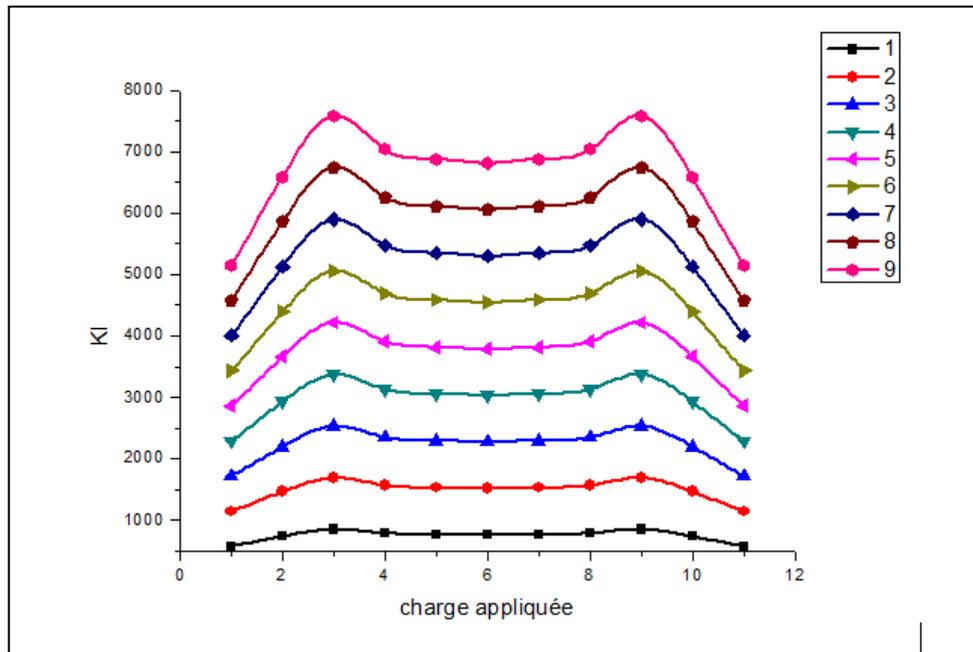
graphite/époxy est presque constant sur toute la largeur de délaminage dont le niveau du FIC K_I du composite verre/époxy est toujours supérieur à celui du composite graphite/époxy. Les propriétés mécaniques du composite graphite/époxy augmentent la résistance mécanique de la plaque composite et améliorent sa tenue mécanique en service, en particulier pour un angle d'orientation des plis égale à 90° .

3.3.7-Influence de la longueur du délaminage sur le facteur K_I pour différentes orientations des fibres du bore/époxyde

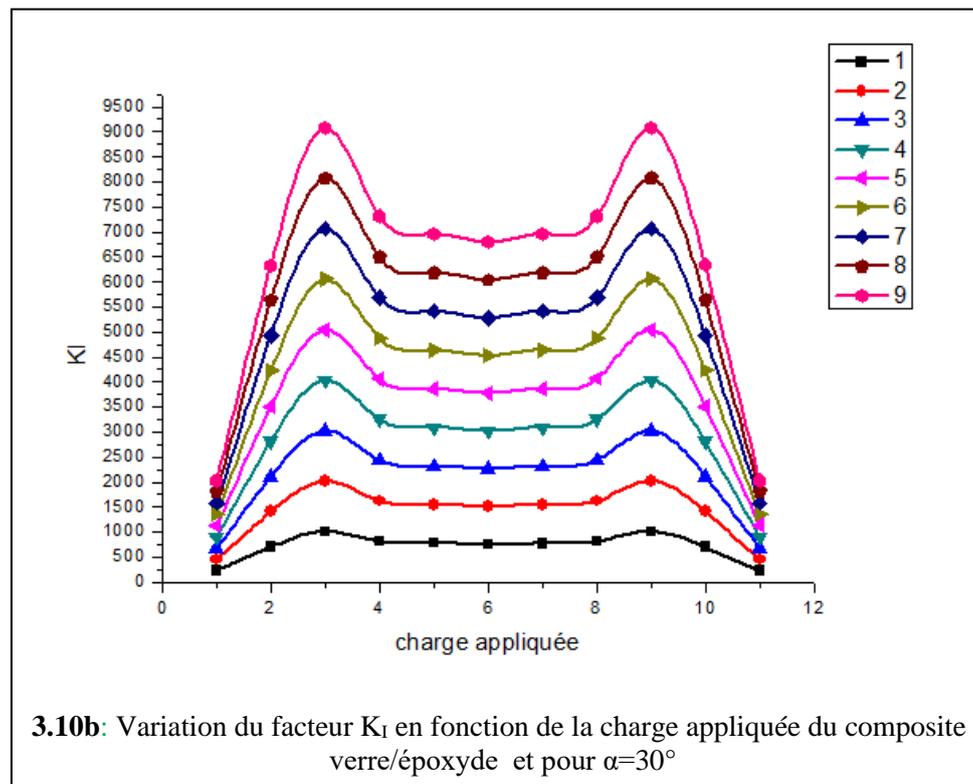


La figure 3.9a, 9b et 9c montre la variation du FIC K_I en fonction de la largeur du décollement des trois composites et pour différents angles d'orientations des fibres. Ce graphe confirme le résultat obtenu sur la figure 3.8

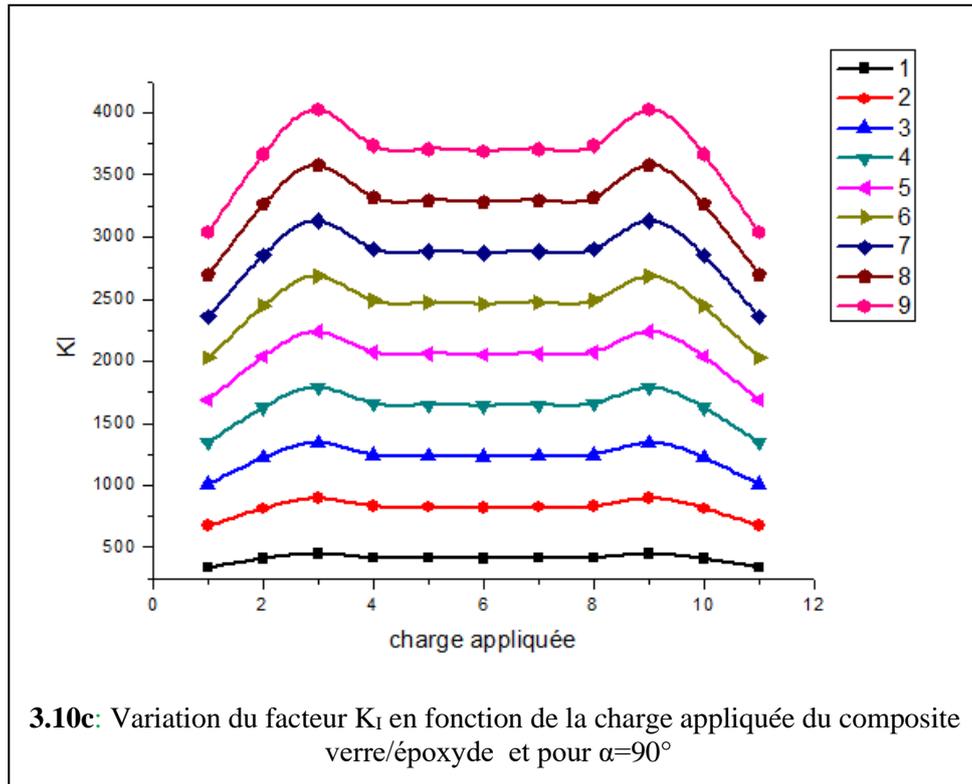
3.3.8-Influence de la charge appliquée sur le facteur K_I pour différentes orientations des fibres



3.10a: Variation du facteur K_I en fonction de la charge appliquée du composite verre/époxyde et pour $\alpha=0^\circ$



3.10b: Variation du facteur K_I en fonction de la charge appliquée du composite verre/époxyde et pour $\alpha=30^\circ$



Les figures 10a, 10b et 10c représentent la variation du FIC K_I en fonction de l'effort appliqué sur la plaque composite verre/époxy pour les trois angles d'orientation des fibres respectifs 0° , 30° et 90° . On constate que quel que soit l'angle des plis $+\alpha/-\alpha$ le FIC K_I croît avec l'accroissement de la charge appliquée. Lorsque les fibres sont orientées sous un angle $\alpha=0^\circ$, la charge maximale conduit à l'endommagement du composite au voisinage proche des extrémités libres. Cependant, l'orientation des plis sous un angle $\alpha=90^\circ$ mène à une réduction notable du FIC K_I ce qui ralentit la propagation de délaminage même quand le composite est soumis à des charges de fortes intensités. L'orientation des plis sous un angle $\alpha=30^\circ$ du composite verre/époxy sollicité à des charges intenses conduit à un FIC K_I qui dépasse la ténacité du matériau composé ce qui favorise le délaminage et affaiblit la résistance mécanique du composite stratifié.

3.3.9-Influence de la charge appliquée sur le facteur K_I pour différents matériaux

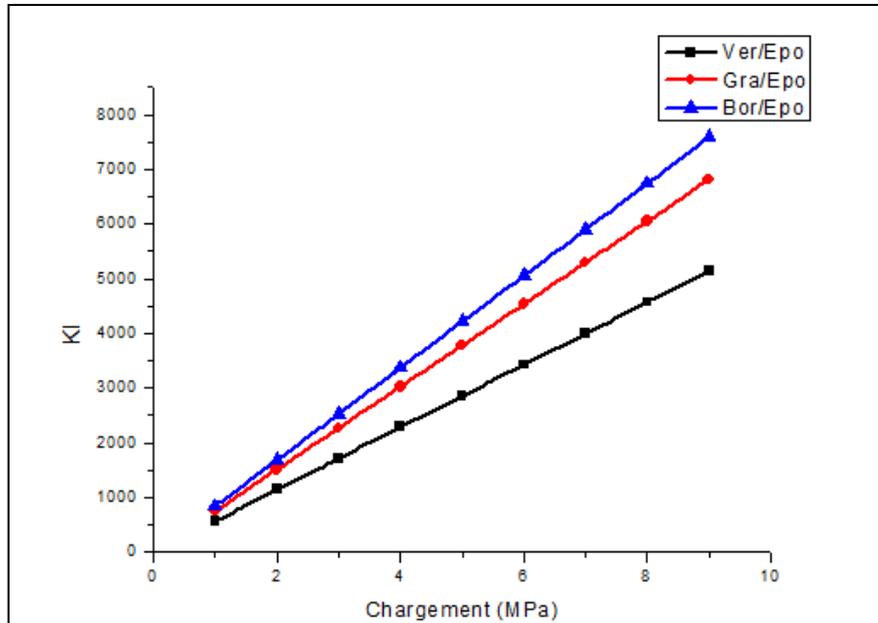


Figure 3.11: Variation du facteur K_I en fonction de la charge appliquée des trois composites et pour $\alpha=0^\circ$

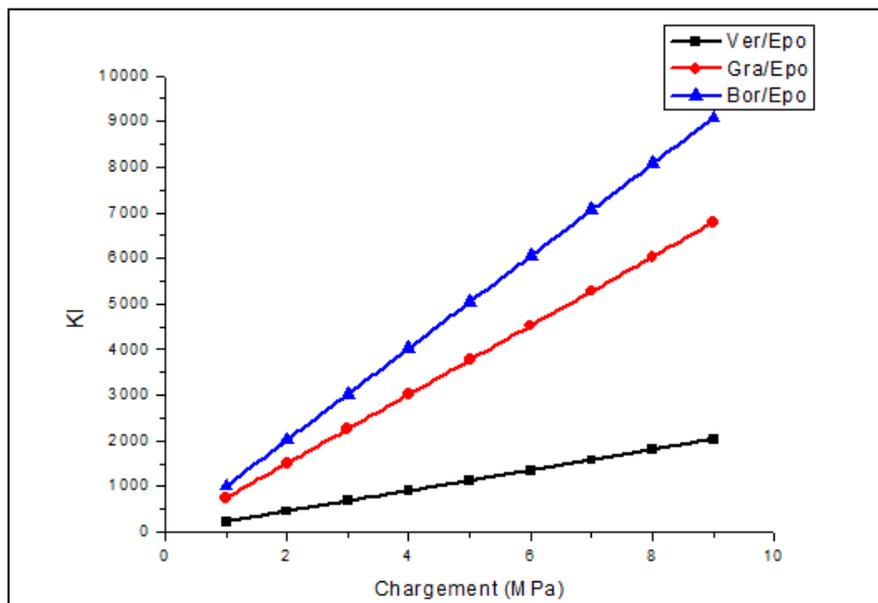
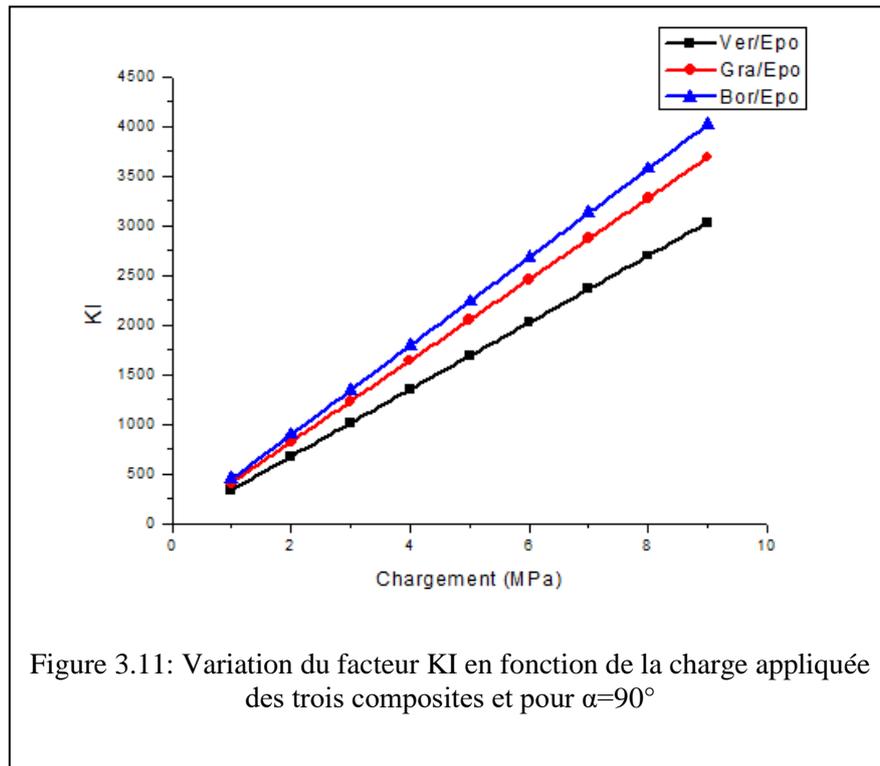


Figure 3.11: Variation du facteur K_I en fonction de la charge appliquée des trois composites et pour $\alpha=30^\circ$



Les figures **3.11(a, b et c)** illustrent la variation du FIC K_I en fonction de l'effort appliqué sur la plaque composite verre/époxy pour les trois angles d'orientation des fibres respectifs 0° , 30° et 90° . On remarque que le FIC varie proportionnellement à la charge appliquée sur le composite verre/époxy. La courbe du facteur d'intensité de contrainte est une droite linéaire.

CONCLUSION GÉNÉRALE

Cette analyse numérique par les méthodes des éléments finis nous permet de tirer les conclusions suivantes :

- La propagation du délaminage en mode I pur dépend du type de contrainte appliquée au composite stratifié. Dans notre étude, le mode I a été découplé des deux modes II et III.
- Le délaminage du composite commence au niveau de la zone qui se trouve au voisinage proche des deux extrémités libres du composite stratifié.
- Le délaminage du composite commence au niveau de la zone qui se trouve au voisinage proche des deux extrémités libres du composite stratifié.
- Le pic du facteur d'intensité de contrainte est plus intense pour les angles d'orientation des fibres allant de 0° à 50° et son intensité diminue avec l'augmentation de l'angle dans l'intervalle $[60^\circ, 90^\circ]$.
- Les deux orientations des fibres aux angles de 80° et 90° se traduisent par un petit pic du FIC K_I .
- L'augmentation de la surface de détachement conduit à une augmentation du pic du FIC K_I . Indépendamment de l'angle et de la longueur d , le rapport K_I / K_{IC} est presque constant au milieu sur une distance de 40% de la largeur de délaminage et le niveau du facteur d'intensité de contrainte K_I dépend fortement de l'orientation de la fibre angulaire et de la longueur de délaminage. Le paramètre K_I atteint une valeur minimale pour un angle des fibres $\alpha = 90^\circ$.
- Aux bords libres de la plaque composite, le rapport K_I / K_{IC} dépend de l'angle α des couches du composite stratifié et de la surface de décollement et atteint des valeurs minimales dans cette zone et même des valeurs négatives. Au niveau des bords libres du composite, on voit que quel que soit l'angle α et la longueur d de la surface de décollement. Par conséquent, la propagation du délaminage est soit ralentie, soit totalement arrêtée.

- Quel que soit l'angle α et la longueur « d » la courbe du rapport K_I/K_{IC} a la forme d'une parabole, il augmente progressivement pour atteindre un pic puis il décroît jusqu'à une valeur stable au milieu de la plaque composite. On remarque que le pic du facteur d'intensité de contraintes est plus intense pour les angles d'orientations des fibres allant de 0° à 50° et son intensité décroît avec l'augmentation de l'angle α dans l'intervalle $[60^\circ, 90^\circ]$. Les deux orientations des fibres sous les angles 80° et 90° conduisent à un faible pic du FIC K_I . On constate aussi que l'augmentation de la surface de décollement conduit à une élévation du pic du FIC K_I .
- Le FIC K_I est presque constant le long de la largeur de délaminage de la plaque composite avec la présence d'une légère variation aux extrémités libres du composite bore/époxy et ceci quel que soit l'angle α des fibres. Par conséquent, pour ce type de composite l'angle d'orientation des fibres n'a pas une grande influence sur la variation du paramètre K_I . Comparativement aux composites graphite/époxy et verre/époxy
- Lorsque les fibres sont orientées sous un angle $\alpha = 0^\circ$, la charge maximale conduit à l'endommagement du composite au voisinage proche des extrémités libres. Cependant, l'orientation des plis sous un angle $\alpha = 90^\circ$ mène à une réduction notable du FIC K_I ce qui ralentit la propagation de délaminage même quand le composite est soumis à des charges de fortes intensités. L'orientation des plis sous un angle $\alpha = 30^\circ$ du composite verre/époxy sollicité à des charges intenses conduit à un FIC K_I qui dépasse la ténacité du matériau composé ce qui favorise le délaminage et affaiblit la résistance mécanique du composite stratifié.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] : Pierre JACQINET « Utilisation de matériaux composites » Ed. HERMES.1991
- [2]: J.-M. BERTHELOT « Comportement mécanique et analyse des structures de matériaux composites » Ed. Masson Paris.1992
- [3] : J.-M. BERTHELOT « Comportement mécanique et analyse des structures de matériaux composites »
3ième édition. Ed. TEC et DOC Paris.1999
- [4] : Pierre JACQINET « Utilisation de matériaux composites »
Ed. HERMES.1991
- [5] : Pierre JACQINET « Utilisation de matériaux composites »
Ed. HERMES.
- [6] : P-E. BOURBAR, L. CARISSON, J-P. MERCIER et J-A-E. MANSON
« Matériaux composite à matrice organique »
Presses polytechniques et universitaires ROMANDES
- [7] : L. BERREUR : B. De MAILLARD; S. NESPERGER « L'industrie française des matériaux composites »
Rapport DIGITIP : Décembre 2001
- [8] D. Sedan. « Etude des Interactions Physico-Chimiques aux Interfaces Fibres de Chanvre/Ciment. Influence sur les Propriétés Mécaniques du Composite ». Thèse de Doctorat, Faculté des Sciences et Techniques, Université de Limoges, France, 2007,
- [9] E. M. Fernandes, J. F. Mano et R. L. Reis. « Hybridcork–polymer composites containing sisal fibre: Morphology, effect of the fibre treatment on the mechanical properties and tensile failure prediction.». Composite Structures., Vol. 105, 2013, pp. 153–162.

- [10] L. Avérous, C. Fringant et L. Moro, « Plasticized Starch-Cellulose Interactions in Polysaccharide Composites. », *Polymer.*, Vol. 42, 2001, pp. 6565-6572.
- [11] D.R. Mulinari et al. «Sugarcane bagasse cellulose/HDPE composites obtained by extrusion. ». *Composites Science and Technology.*, Vol. 69, 2009, pp.214-9.
- [12] M.M. Kabir , H. Wang, K.T. Lau et F. Cardona, «Tensile properties of chemically treated hemp fibres as reinforcement for composites.», *Composites Part B:Engineering.*,Vol.53, 2013, pp. 362–368.
- [13] Z.N. Azwa, B.F. Yousif , A.C. Manalo et W. Karunasena. «A review on the degradability of polymeric composites based on natural fibres. ». *Materials and Design.*, Vol. 47, 2013, pp. 424– 442.
- [15]http://www.uphf.fr/congres/RFIS2005/Presentations/Session7-2/RP_Carreira-RFIS2005.pdf
- [16] <https://netcomposites.com/guide/manufacturing/pultrusion/>
- [17] https://www.pedagogie.ac-nice.fr/itec/stockage//DVD_ITEC_Lorgues/Ressources/1_Procedes/1_Les_proc edes/procedes-de-mise-en-forme-2/moulage-a-froid.html
- [18] R.M. Jones. *Mechanics of composite materials*, Mc Graw-Hill Company, 1975
- [19] M. Bader, J. Bailey, P. Curtis et A. Parvizi: The mechanisms of initiation and development of damage in multi-axial fibre reinforced plastics laminates. Dans *Proc. 3rd Conference on Mechanical Behavior of Materials*, 1979.
- [20] J. Bailey et A. Parvizi: On fiber debonding effects and the mechanism of transverse-ply failure in cross ply laminate of glass/fiber/thermoset composites. *Journal of Material Science*, p. 649–659, 1981.
- [21] A. Parvizi, K. Garrett et J. Bailey : Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates. *Journal of Material Science*, 13:195–201, 1978.

- [22] P. Ladevèze: Multiscale modelling of damage and fracture processes in composite materials, chap. Multiscale computational damage modelling of laminated composites. SpringerWien New York, CISM courses and lectures 474 édn, 2005.
- [23] D. Violeau, P. Ladevèze et G. Lubineau : Micromodel-based simulations for laminated composites. *Composites Science and Technology*, 60:1364–1371, 2008.
- [24] L.M. Kachanov. Time of the rupture process under creep conditions. *Akad.Nauk. SSR. Otd. Tekh. Nauk.*, vol. 8, pages 26–31, 1958.
- [25] Schiavon I. Suivi de l'endommagement en fatigue d'un composite verre-époxy unidirectionnel par mesures mécaniques et émission acoustique. Thèse Lyon : INSA de Lyon, 1989, 154 p.
- [26] Patel S.R. Durability of hygrothermally aged graphite/epoxy woven composite under combined hygrothermal conditions”, *International Journal of Fatigue* 24
- [27] Bonnet B. Comportement au choc de matériaux composites pour applications automobiles Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2005.
- [28] KIM, R.Y. « Fatigue strength. » Dans : *Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites*. Ohio, USA : ASM International, 1993, p. 436-444. ISBN 0871702797 (v.1).
- [29] HORTON, R.E. & McCARTY, J.E. « Damage tolerance of composites. » Dans : *Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites*. Ohio, USA : ASM International, 1993, p. 259-267. ISBN 0871702797 (v.1).
- [30] WILLIAMS, J.G. « Fracture mechanics of anisotropic materials. » Dans : *Application of fracture mechanics to composite materials*. Ed. par K. FRIEDRICH. Amsterdam, Pays-Bas : Elsevier Science Publishers B.V., 1989, p. 3-38.
- [31] O'BRIEN, T.K. « Interlaminar fracture toughness : the long and winding road to standardization. » *Composites part B : Engineering*, 1998, vol. 29, p. 57-62.

- [32] DAVIES, P., BLACKMAN, B.R.K. & BRUNNER, A.J. « Standard test methods for delamination resistance of composite materials: Current status. » Applied composite materials, 1998, vol. 5, p. 345-364.
- [33] MASTERS, J.E. « Basic failure modes of continuous fiber composites. » Dans : Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites. Ohio, USA : ASM International, 1993, p. 781-785. ISBN 0871702797 (v.1).
- [34] SCHULTE, K. & STINCHCOMB, W.W. « Damage mechanisms – including edge effects - in carbon fibre-reinforced composite materials. » Dans : Application of fracture mechanics to composite materials. Ed. Par K. FRIEDRICH. Amsterdam, Pays-Bas : Elsevier Science Publishers B.V., 1989, p. 273-325.
- [35] D. Liu et L.E. Malvern. *Matrix cracking in impacted glass/epoxy plates.* Journal of Composite Materials, vol. 21, pages 594–609, 1987.
- [36] S.P. Joshi et C.T. Sun. *Impact induced fracture in laminated composite.* Journal of Composite materials, vol. 19, pages 51–66, 1985.
- [37] E. Wu et K. Shyu. *Response of Composite Laminates to Contact Loads and Relationship to Low-Velocity Impact.* Journal of Composite Materials, vol. 27, no. 15, pages 1443–1464, 1993.
- [38] W. Cui et W.R. Wisnom. *A combined stress-based and fracture mechanics-based model for predicting delamination in composites.* Composites, vol. 24, no. 6, pages 467 – 474, 1993.
- [39] F.J. Guild, P.J. Hogg et J.C. Prichard. *A model for the reduction in compression strength of continuous fibre composites after impact damage.* Composites, vol. 24, no. 4, pages 333 – 339, 1993.
- [24] G. Dorey. *Impact damage in composites - development, consequences and prevention.* In 6th international conference on composite materials, 1988.
- [25] M. Kaminski et J.F. Maire. *Tolérance aux dommages des structures composites impactées : un état des lieux.* In Tolérance aux dommages sur les structures composites (impact faible énergie), 2009.
- [26] S. W. Tsai et E. M. Wu : A general theory for anisotropic materials. Journal of Composite Materials, 5:58–80, 1971.

- [27] Z. Hashin. *Failure criteria for unidirectional fiber composites*. Journal of applied mechanic, vol. 47, pages 329–334, 1980.
- [28] Ladevèze, P. and E.L. Dantec, *Damage modelling of the elementary ply for laminates composites*. Composites Science and Technology, 1992. 43(3): p.257-268.
- [29] Hochard, C., *Optimum design of laminated composite structures*. Composite Structures, 2004. 63(2): p. 159-165.
- [30] Lahellec, N., C. Bordreuil, and C. Hochard. *Etude de critères non locaux pour la rupture fragile de composites stratifiés à fibres de carbonnes*. Colloque National MECAMAT, Mécanismes et Mécanique des Matériaux et Structures à Longueur interne : Comportement et Effets d'Echelles. 2004.Aussois
- [31] Christophe BOIS, *Mesure et Prévision de l'Évolution des Endommagements dans les Composites Stratifiés*. UNIVERSITÉ DE LA MÉDITERRANÉE AIX-MARSEILLE II,
- [32] B.P. Shastry, G.V. Raj, *Fibre Science and Technology* 10 (1977) 151–154.
- [33] TODO, M. – JAR, P. Y. B., *Study of Mode-I Interlaminar Crack Growth in DCB Specimens of Fibre-Reinforced Composites*, *Composites Science and Technology*, 58(1998), pp. 105–118.
- [34] D.Ouinas, A. Hebbar, Z. Ramdane, A. Flitti, M. Sahnoun, « Analyse du facteur de concentration de contraintes dans une plaque stratifiée en présence d'une entaille circulaire » CIMSC'09 usto, 08-10 Novembre 2009.
- [35] X. Xiwu, S. Liangxin, F. Xuqi, *Computers and Structures* 57 (1995) 29–34.
- [36] T. Iwaki, *International Journal of Engineering Sciences* 18 (1980) 1077–1090.
- [37] Smith B. W., "Fractography for continuous fiber composites", dans: "Engineered materials handbook", volume 1: composite, Ohio, USA, ASM International, pp: 786-793, ISBN 0871702797 (v.1), 1993.

- [38] TODO, M. – JAR, P. Y. B. – TAKAHASHI, K., Initiation of a Mode-II Interlaminar Crack from an Insert Film in End-Notched Flexure Composite Specimen, *Composites Science and Technology*, 60(2000), pp. 263–272
- [39] H. Mahiou, A. Bekaou, *Composites Science and Technology* 57 (1997) 1661–1672.
- [40] P.L. Marcin et al, « Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour ledimensionnement robuste de structures », Thèse ;29 novembre 2010.