

# Sommaire

INTRODUCTION GENERALE .....	1
CHAPITRE I : Présentation générale des matériaux composites .....	3
I.1 DEFINITION DU MATERIAU COMPOSITE .....	4
I.2 RENFORTS.....	4
I.2.1 Fibres de verre.....	6
I.2.2 Fibres de carbone .....	6
I.2.3 Fibres aramide.....	6
I.2.4 Fibres céramique .....	7
I.3 MATRICES .....	7
I.3.1 Résines thermodurcissables .....	8
I.3.2 Résines thermoplastiques .....	8
I.4 L'INTERPHASE .....	9
I.5 FABRICATION DES STRATIFIES COMPOSITES.....	9
I.5.1 Moulage en contact.....	10
I.5.2 Moulage sous vide.....	11
I.5.3 Moulage par transfert de résine RTM ( <i>Resin Transfert Molding</i> ) .....	11
I.6 NOTION DE STRATIFIE. ....	12
I.6.1 Stratifiés symétriques.....	13
I.6.2 Stratifiés séquences.....	14
I.6.3 Stratifiés hybrides.....	14

I.7 DIFFERENTS TYPES DE MATERIAUX.....	15
I.7.1 Matériaux anisotropes .....	15
I.7.2 Matériau monoclinique.....	15
I.7.3 Matériau orthotrope .....	15
I.7.4 Matériau isotrope.....	16
I.8 COMPORTEMENT ELASTIQUE D'UN MATERIAU COMPOSITE ORTHOTROPE.....	16
I.8.1 Facteur de concentrations de contraintes .....	19
I.8.2 Modules d'élasticité et coefficient de poisson du pli tissé.....	19
I.8.3 Modules d'élasticité et coefficient de poisson du pli chargé avec des mats .....	20
I.9 DETERMINATION EXPERIMENTALE DES CARACTERISTIQUES MECANIQUES.....	20
I.9.1 Essai de traction longitudinale .....	21
I.9.2 Essai de traction transversale.....	22
I.9.3 Essai de traction hors axes .....	23
I.10 CONCLUSION DU CHAPITRE .....	24
CHAPITRE II : Analyse de l'endommagement des matériaux composites .....	25
II.1 Introduction.....	26
II.2 PROPRIETES DE RESISTANCE A RUPTURE .....	27
II.2.1 Cas de la traction .....	27
II.2.2 Cas de la compression .....	28
II.3 ANALYSE DE FISSURATION DES MATERIAUX COMPOSITES .....	28
II.3.1 Rupture en traction transversale .....	29
II.3.2 Rupture en traction longitudinale.....	31

II.3.2 Rupture intralaminare .....	36
II.4 GENERALITES SUR LE FLAMBEMENT .....	36
II.4.1 Compression après impact d'un laminé.....	37
II.4.2 Compression d'un matériau composite percé d'un trou .....	40
II.4.2 Effet des défauts provoqués par le procédé de placement de fibres sur le comportement d'un laminé.....	43
II.4.4 Calcul analytique des propriétés d'un laminé .....	43
II.5. Conclusion .....	50
CHAPITRE III : Etude expérimental .....	51
III.1 INTRODUCTION .....	52
III.2 PROTOCOLE EXPERIMENTAL .....	52
III.2.1 Appareillage.....	52
III.2.2 Matériaux utilisés .....	53
III.2.3 Elaboration du matériau.....	54
III.2.4 Le moule utilisé .....	54
III.3 ESSAIS DE TRACTION .....	55
III.4 RESULTATS EXPERIMENTAUX DE L'ESSAI DE TRACTION .....	56
III.4.1 Comportement des éprouvettes en traction .....	56
III.4.2 Vues macroscopiques des éprouvettes fissurées.....	60
III.5 ESSAIS DE COMPRESSION.....	61
III.6 RESULTATS DES ESSAIS DE COMPRESSION.....	63
III.6.1 Comportement des éprouvettes FML <sub>s</sub> en compression ( $E_{distD8}$ ).....	63

III.6.2 Comportement des éprouvettes FML <sub>s</sub> en compression (E <sub>dist</sub> D12).....	64
III.6.3 Comportement des éprouvettes FML <sub>s</sub> en compression (E <sub>dist</sub> D18).....	66
III.6.4 Formes déformées et mécanismes d'endommagement des éprouvettes FML <sub>s</sub> en compression (E <sub>dist</sub> D8).....	67
III.6.5 Formes déformées et mécanismes d'endommagement des éprouvettes FML <sub>s</sub> en compression (E <sub>dist</sub> D18).....	68
III.6.6 Interprétation des résultats .....	70
III.7 CONCLUSION .....	72
Conclusion générale .....	73

## Liste des figures

<b>Figure 1.1-</b> Composition d'un matériau composite .....	4
<b>Figure 1.2-</b> Représentation schématique d'un hybride métal-stratifié. ....	4
<b>Figure 1.3 -</b> Différents types de renforts dans les composites.....	4
<b>Figure 1.4-</b> Différents architectures du renfort: (a) unidirectionnelle, (b) multidirectionnelle aléatoire (mat), (c) bidirectionnelle (tissus) et (d) tridimensionnelle. ....	5
<b>Figure 1.5 -</b> Fibres de verre .....	6
<b>Figure 1.6 -</b> Fibres de carbone.....	6
<b>Fibre 1.7 -</b> Fibres aramide .....	7
<b>Fibre 1.8 -</b> Fibres céramique.....	7
<b>Figure 1.9 -</b> Différents types de matrices organiques et minérales.....	8
<b>Figure 1.10 -</b> Interface.....	9
<b>Figure 1.11-</b> Moulage en contact .....	10
<b>Figure 1.12-</b> Moulage sous vide .....	11
<b>Figure 1.13-</b> Moulage sous vide .....	12
<b>Figure 1.14-</b> Constitution d'un stratifié .....	12
<b>Figure 1.15-</b> Exemple de la désignation d'un stratifié.....	13
<b>Figure 1.16.</b> Exemple d'un Stratifié symétrique.....	13
<b>Figure 1.20-</b> Exemple d'un Stratifié séquence .....	14
<b>Figure 1.21-</b> Matériau composite bidirectionnel .....	17
<b>Figure 1.22-</b> Concentration des contraintes dans une plaque trouée. ....	19
<b>Figure 1.23-</b> Traction Longitudinale .....	21
<b>Figure 1.24.</b> Traction transversale.....	22
<b>Figure 1.25.</b> Traction hors axes .....	23
<b>Figure 2.1.</b> Mécanisme de rupture d'un stratifié .....	26
<b>Figure 2.2-</b> Comportements fragile et ductile.....	27

<b>Figure 2.3-</b> Compression axiale d'un composite .....	28
<b>Figure 2.4</b> - Mécanismes de rupture dans un stratifié $[0^\circ/90^\circ/0^\circ]$ [20] .....	29
<b>Figure 2. 5-</b> Rupture en traction transverse.....	30
<b>Figure 2.6</b> - Evolution du facteur F avec le pourcentage de fibres dans un pli.....	31
<b>Figure 2.7</b> - courbe contrainte/déformation des fibres fragiles .....	32
<b>Figure 2.8</b> - Contrainte à rupture en traction d'un unidirectionnel en fonction du taux volumique de fibres (fibres fragiles).....	33
<b>Figure 2.9</b> - courbe contrainte/déformation de la matrice fragile.....	34
<b>Figure 2.10</b> - Contrainte à rupture en traction d'un unidirectionnel en fonction du taux volumique de fibres (matrice fragile).....	36
<b>Figure 2.11</b> - Aperçu de la diversité des phénomènes de flambement .....	37
<b>Figure 2.12</b> - Schéma des zones délaminées après le test d'impact et après le test de compression après impact.....	38
<b>Figure 2.13</b> - Différents modes de rupture des échantillons lors d'un test de compression après impact, le matériau est vu dans son épaisseur .....	39
<b>Figure 2.14:</b> Système de fixation des échantillons permettant d'éviter un flambage global de l'échantillon [11].....	40
<b>Figure 2.15-</b> Schéma du mode de la rupture d'un composite percé d'un trou en compression.....	41
<b>Figure 2.16</b> - Observation de l'endommagement d'un trou sur une éprouvette en compression à l'aide d'une radiographie aux rayons X [19].....	42
<b>Figure 2.17-</b> Schéma du micro-flambage des fibres [12] .....	42
<b>Figure 2.18</b> - Directions principales dans un laminate.....	44
<b>Figure 2.19-</b> Schéma du plan médian d'un laminé.....	46
<b>Figure 2.20-</b> Schéma d'une éprouvette en compression .....	47
<b>Figure 2.21</b> - Schéma du flambage d'une tige selon les conditions limites, a) faces latérales encastrées, b) faces latérales libres de rotation .....	48

<b>Figure 2.22-</b> Concentration de contraintes autour d'un trou sur une plaque en compression.....	49
<b>Figure 3.1</b> - Machine de traction/ Compression IBERTEST .....	53
<b>Figure 3.2</b> – Tissu en fibres de verre .....	54
<b>Figure 3.3</b> - Moule utilisé pour la réalisation des éprouvettes .....	55
<b>Figure 3.4</b> Forme de l'éprouvette utilisée pour l'essai de traction.....	55
<b>Figure 3.5</b> Géométrie de l'éprouvette pour l'essai de traction .....	56
<b>Figure 3.5</b> Résistance à la traction longitudinale des éprouvettes $[0^\circ, 90^\circ]_{2S}$ .....	57
<b>Figure 3.6</b> Résistance à la traction transversale des éprouvettes $[0^\circ, 90^\circ]_{2S}$ .....	58
<b>Figure 3.7</b> Résistance à la traction des éprouvettes $[-45^\circ, +45^\circ]_{2S}$ .....	59
<b>Figure 3.8</b> Forme de rupture des éprouvettes $[0/90]_{2S}$ . .....	60
<b>Figure 3.9</b> Forme de rupture des éprouvettes $[45/-45]_{2S}$ . .....	61
<b>Figure 3.10</b> Support permettant de réaliser les tests de compression.....	62
<b>Figure 3.11</b> Schéma d'un échantillon impacté en compression .....	62
<b>Figure 3.12</b> Résistance à la compression de l'éprouvette E25D8 .....	64
<b>Figure 3.13</b> Résistance à la compression de l'éprouvette E50D8 .....	64
<b>Figure 3.14</b> Résistance à la compression de l'éprouvette E75D8 .....	64
<b>Figure 3.15</b> Résistance à la compression de l'éprouvette E25D12 .....	65
<b>Figure 3.16</b> Résistance à la compression de l'éprouvette E50D12 .....	65
<b>Figure 3.17</b> Résistance à la compression de l'éprouvette E75D12 .....	65
<b>Figure 3.18</b> Résistance à la compression de l'éprouvette E25D18 .....	66
<b>Figure 3.19</b> Résistance à la compression de l'éprouvette E50D18 .....	66
<b>Figure 3.20</b> Résistance à la compression de l'éprouvette E75D18 .....	67
<b>Figure 3.21</b> Déformés des éprouvettes FML <sub>S</sub> (E25D8) .....	67
<b>Figure 3.22</b> Déformés des éprouvettes FML <sub>S</sub> (E50D8) .....	68
<b>Figure 3.23</b> Déformés des éprouvettes FML <sub>S</sub> (E75D8) .....	68
<b>Figure 3.24</b> - Déformés des éprouvettes FML <sub>S</sub> (E25D18).....	69

<b>Figure 3.25</b> - Déformés des éprouvettes FML <sub>S</sub> (E50D18).....	69
<b>Figure 3.26</b> - Déformés des éprouvettes FML <sub>S</sub> (E75D18).....	69
<b>Figure 3.27</b> - Contraintes de rupture pour trois configurations ( $E_{\text{distD8}}$ , $E_{\text{distD12}}$ et $E_{\text{distD18}}$ ).....	72

## Liste des tableaux

<b>Tableau I.1.</b> Expression des modules d'Ingénieurs en fonction des coefficients de souplesse.....	18
<b>Tableau 2.1</b> - Valeurs des coefficients $\alpha_1$ et $\alpha_4$ en fonction des conditions limites sur les faces Cx ...	48
<b>Tableau 2.2</b> - Valeurs des coefficients $\alpha_3$ et $\alpha_5$ en fonction des conditions limites sur les faces Cy ...	48
<b>Tableau 3.1</b> Caractéristiques mécaniques des éprouvettes sollicitées suivant la direction longitudinale (chaîne).....	57
<b>Tableau 3.2</b> Caractéristiques mécaniques des éprouvettes sollicitées suivant la direction transverse (trame).....	58
<b>Tableau 3.3</b> Caractéristiques mécaniques des éprouvettes sollicitées suivant la direction longitudinale (fibres orientées à 45°).....	59
<b>Tableau 3.4.</b> Variantes considérées .....	63
<b>Tableau 3.5</b> Résultats obtenu lors de l'essai de compression .....	70



## INTRODUCTION GENERALE

Beaucoup d'attention a été portée ces derniers temps sur les stratifiés composites hybrides dans le domaine industriel (Airbus A380, Boeing 787). Le but recherché par ces auteurs est de combiner les propriétés de plusieurs classes de matériau en vue d'obtenir des propriétés améliorées. Les métaux sont en général tenaces (ils présentent une bonne résistance à la propagation brutale de fissures) et ductiles (ils présentent des déformations importantes avant de se rompre), mais de masse volumique élevée.

Les matières plastiques sont légères mais présentent de faibles propriétés mécaniques. Les céramiques sont rigides et résistantes, mais fragiles. L'art de l'ingénieur dans la conception et l'utilisation de matériaux composites réside dans le fait de placer le bon matériau sous la bonne forme (morphologie des renforts), et au bon endroit (notion de répartition spatiale).

L'idée de combiner différents types de matériaux de nature différentes mais présentant une certaine compatibilité du travail mécanique, permet de concevoir des matériaux composites hybrides, dont les performances sont améliorées par rapport à un composite traditionnel soumis aux mêmes sollicitations mécaniques.

Outre les performances mécaniques des fibres, d'autres caractéristiques peuvent être obtenues telles que la flexibilité, antvieillessement, etc., et ce selon la destination mécanique du matériau.

Le but de notre travail consiste d'une part, à réaliser des stratifiés hybrides de type FMLs et d'analyser expérimentalement l'effet des défauts sur les propriétés mécaniques en *Open Hole Compression* (ASTM6484). Les défauts provoqués par le procédé de perçage des trous dans les assemblages des composites, ont un effet peu connu sur les propriétés mécaniques des matériaux composites. La réponse à la tenue en compression du matériau est susceptible d'être affectée par ces défauts. Nous avons réalisé des tests en open hole compression sur des échantillons contenant des défauts (trous). Nous avons complété les résultats directs avec les observations macroscopiques des défauts et des dommages provoqués le chargement de compression.

Cette étude est présentée comme suit :

Le chapitre I est consacré à l'étude bibliographique sur les matériaux composites.

Le deuxième chapitre nous nous sommes attelés à montrer les différents modes de rupture (rupture inter-laminaire, rupture intra-laminaire...). La sous partie traite du flambement ainsi que du post-flambement. Elle met en évidence les problèmes ainsi que les solutions relatifs à ce comportement structural.

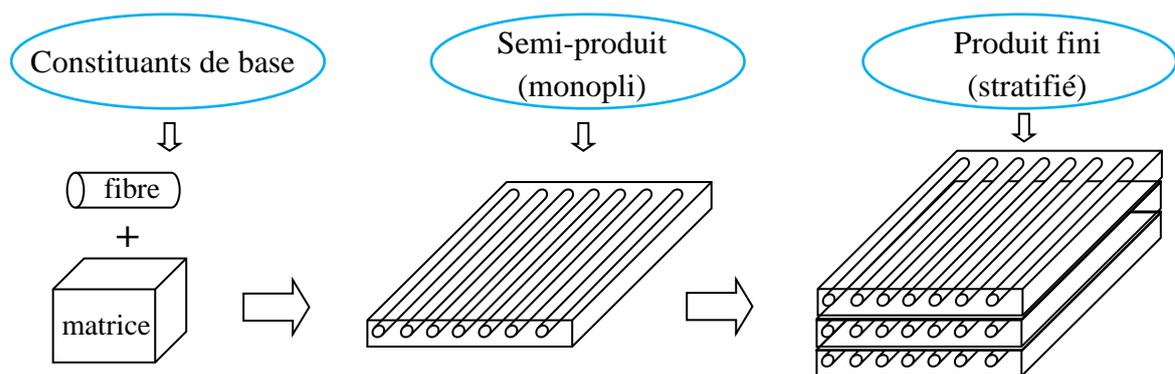
Le troisième chapitre, est le plus important qui est l'objectif principal de cette étude, nous présentons la procédure expérimentale ainsi que tous les résultats obtenus. Plusieurs variantes de configurations sont considérées. Les différents résultats montrent clairement l'effet des défauts sur les propriétés mécaniques en *Open Hole Compression* (ASTM6484), ce qui laisse entrevoir des applications plus intéressantes dans un avenir proche.

Enfin une conclusion générale termine cette étude.

# CHAPITRE I : Présentation générale des matériaux composites

## I.1 DEFINITION DU MATERIAU COMPOSITE

Un matériau composite peut être défini d'une manière générale comme l'assemblage d'au moins de deux composants non miscibles, Le matériau ainsi constitué possède des propriétés que les composants seuls ne possèdent pas. Ce phénomène, qui permet d'améliorer la qualité de la matière face à une certaine utilisation (légèreté, rigidité à un effort, etc.) explique l'utilisation croissante des matériaux composites dans différents secteurs industriels. Un matériau composite est constitué d'une matrice (résine ou phase continue), dont le rôle est de transmettre les charges aux renforts et de protégé vis-à-vis des agressions extérieures, et d'une phase discontinue (renfort) habituellement plus dure avec des propriétés mécanique supérieurs à celle de la phase continue. La composition du composite exige un vocabulaire précis dont les premiers éléments sont donnés par la figure (1.1).



**Figure 1.1-** Composition d'un matériau composite

Il est bien reconnu que les composites renforcés de fibres et résine sont des matériaux prometteurs pour de futures applications aéronautiques en raison de leurs propriétés uniques telles que résistance spécifique élevée et une bonne résistance à la fatigue. Cependant, par rapport aux alliages d'aluminium qui sont largement utilisés dans l'industrie aérospatiale, ces composites présentent certains inconvénients, ils sont sensibles aux chocs et subissent des dégradations (humidité...). Afin de maximiser les avantages de ces composites et de minimiser leurs inconvénients, un nouveau concept de stratifié hybride a été proposé au début des années 1980 [1], [2] et [3]. Ce stratifié hybride est composé d'un stratifié renforcé de fibres et feuilles en aluminium, comme le montre la Figure (1.2).

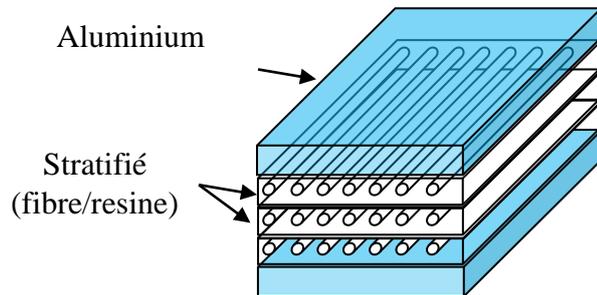


Figure 1.2- Représentation schématique d'un hybride métal-stratifié.

## I.2 RENFORTS

Les renforts confèrent aux composites leurs caractéristiques mécaniques : rigidité, résistance à la rupture et la dureté.....etc. Les matériaux en forme de fibre sont plus résistants à la rupture qu'en forme massive car la taille des défauts dans le matériau est limitée par le diamètre faible [4]. Dans une matrice renforcée de fibres, la résistance mécanique est assurée par les fibres de renfort. Par sa nature filamenteuse empêche la rupture catastrophique de la structure, la rupture de quelques fibres à pour résultat la redistribution du chargement sur les autres fibres. Les types de renforts les plus souvent rencontrés dans les composites sont donnés dans la figure (1.3)

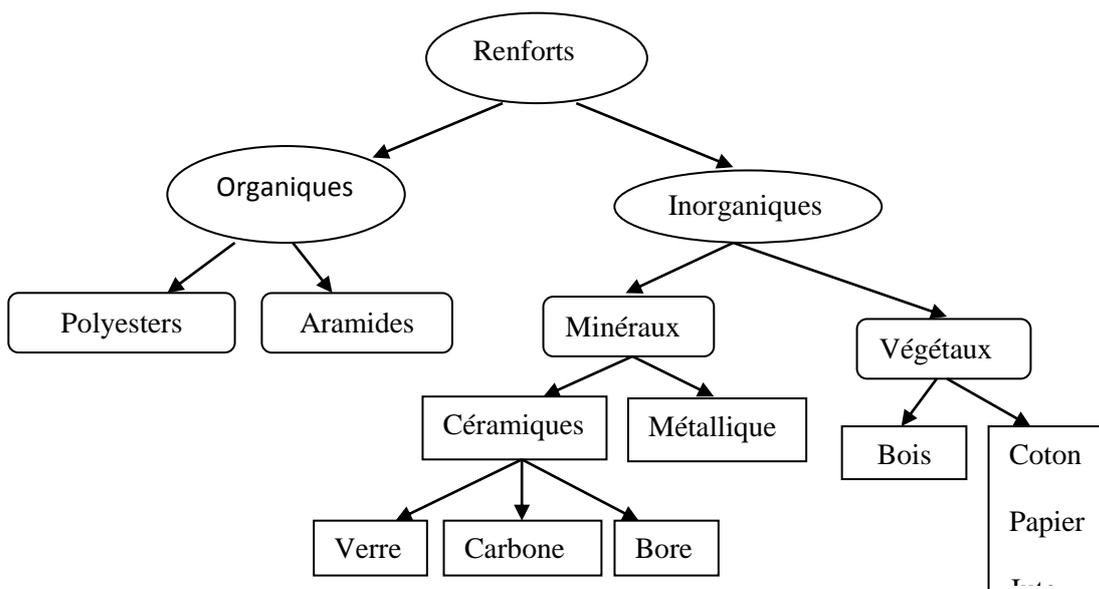


Figure 1.3 - Différents types de renforts dans les composites

Le renfort des composites peut se présenter sous forme :

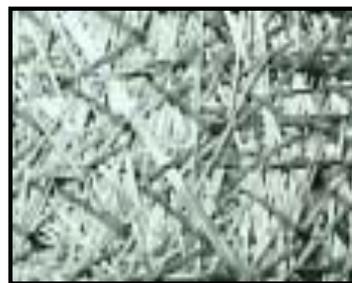
- filaments courts,
- fibres courtes,
- fibres longues
- particules (charges sous forme de microbilles, de fibres broyées).

Il existe plusieurs architectures de renforts pour que la structure résiste aux contraintes mécaniques (figure 1.4):

- Les renforts unidirectionnels (nappes ou roving),
- Les renforts bidirectionnels non texturée (matelas appelé mat) ou
- Les renforts texturés (tissus ou complexes 2D),
- Les renforts tridimensionnels (fibres orientées suivant trois ou plusieurs directions),
- Les renforts multidirectionnels aléatoire (fibres coupées et broyées, mats).



(a)



(b)



(c)

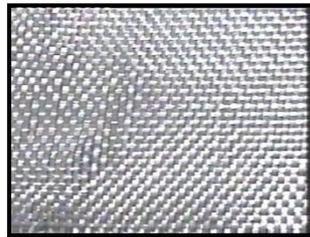


(d)

**Figure 1.4-** Différents architectures du renfort: (a) unidirectionnelle, (b) multidirectionnelle aléatoire (mat), (c) bidirectionnelle (tissus) et (d) tridimensionnelle.

## 1.2.1 Fibres de verre

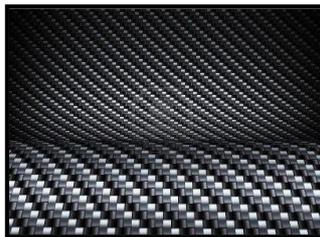
La connaissance des composites à matrice polymère est initialement basée sur des études des composites à fibres de verre. Ces fibres sont très répandues dans des domaines de transports et aéronautique. Leurs avantages incluent prix compétitif, disponibilité, et résistance élevée. Cependant, à cause de leur rigidité relativement faible, les fibres de verre sont progressivement remplacées par les fibres aramides ou les fibres de carbone dans les applications hautes performances.



*Figure 1.5 - Fibres de verre*

## 1.2.2 Fibres de carbone

Aujourd'hui, les fibres de carbone sont le renfort le plus utilisé pour les structures composites hautes performances [1]. Deux avantages principaux de ces fibres sont leur fabrication plus adaptée à la production à grande échelle que d'autres fibres hautes performances et leurs de très fortes propriétés mécaniques. Leur prix reste toutefois très cher pour grand public.



*Figure 1.6 - Fibres de carbone*

## 1.2.3 Fibres aramide

Ces fibres d'aramide appartiennent à la famille des fibres polyamides aromatiques. Les versions commerciales disponibles incluent le Kevlar et le Nomex. Elles possèdent une haute résistance et une forte rigidité supérieure à celle des fibres de verre. La tolérance aux

dommages est très bonne également. Leurs désavantages incluent une résistance en compression inférieure à celle des fibres de carbone [1].



**Fibre 1.7** - Fibres aramide

### I.2.4 Fibres céramique

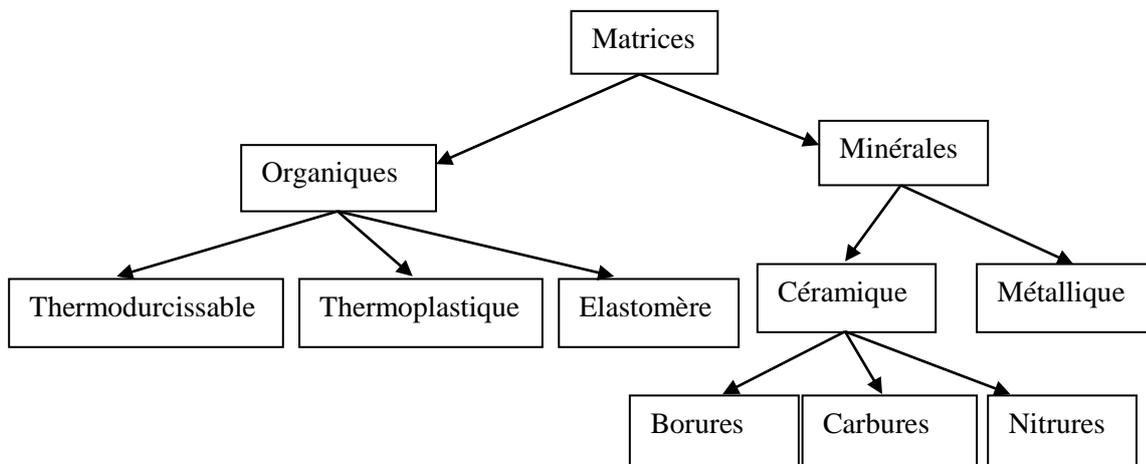
Elles sont rencontrées dans les applications où la température est très élevée entre 500°C et 2000°C, ces matériaux sont utilisés notamment dans les parties chaudes,



**Fibre 1.8** - Fibres céramique

### I.3 MATRICES

La matrice réunit les fibres par ses caractéristiques cohésive et adhésive. Elle maintient les fibres dans leur orientation et leur position prévues pour les charges appliquées et le protège contre les agressions extérieures et donne la forme du matériau. Ses autres rôles consistent à distribuer les efforts entre les fibres, fournir une résistance à la propagation de fissure, et fournir toutes les résistances en cisaillement du composite [1]. Elles doivent être en outre assez déformable et présenter une certaine compatibilité avec le renfort. Ainsi, pour pouvoir apporter aux matériaux composites des propriétés mécaniques élevées, les résines doivent posséder des masses volumiques faibles. La matrice détermine en général la limite de la température d'utilisation et l'environnement de service du matériau.



**Figure 1.9** - Différents types de matrices organiques et minérales

Il existe plusieurs types de résines classées en deux grandes familles : les thermoplastiques et les thermodurcissables pouvant servir de matrice aux matériaux composites. Les deux grandes familles utilisées sont les suivantes :

### 1.3.1 Résines thermodurcissables

En règle générale, les matrices thermodurcissables possèdent une faible résistance mécanique au choc et une faible tenue en température. La résine la plus utilisée dans l'industrie aérospatiale est l'époxyde. Elle possède une combinaison d'avantage quasiment imbattable : facilité de manipulation, flexibilité de traitement, de bonnes propriétés mécaniques, et un prix acceptable [1]. Leur application est cependant limitée à une température maximale comprise entre 80°C et 120°C.

Lorsqu'une résine thermodurcissable est soumise à une élévation de température, il se crée des réactions chimiques au cours desquelles des liaisons covalentes sont formées entre les chaînes de molécules résultant en un réseau tridimensionnel. Le polymère final se présente sous la forme d'un corps solide et infusible. La polymérisation étant irréversible, ce matériau ne peut être mis en forme qu'une seule fois au moment de sa fabrication.

### 1.3.2 Résines thermoplastiques

En règle générale, les matrices thermoplastiques possèdent des avantages sur les résines thermodurcissables telles qu'une ténacité améliorée, une déformation à rupture élevée, et une faible absorption d'humidité. De plus, elles ont une durée de stockage illimitée. Cependant, les thermoplastiques amorphes présentent des problèmes de résistance aux solvants

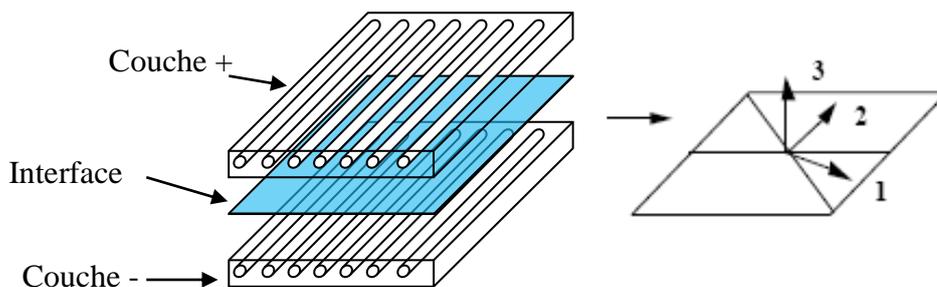
organiques [1]. La résine la plus utilisée dans les domaines de transports et aéronautique est la résine epoxyde.

Les matrices thermoplastiques peuvent être divisées en deux classes selon leurs structures moléculaires : la structure semi-cristalline et la structure amorphe [2]. Ces matrices sont caractérisées par la capacité d'être alternativement ramollies par chauffage au-dessus de la température de fusion ou de ramollissement et durcies par refroidissement. Dans ce cas, la modification de forme et le recyclage du composite sont envisageables. Ces résines

Parmi les résines thermoplastiques, on peut citer la résine polyéther éthercétone (PEEK), la polysulfure de phénylène (PPS), la polyétherimide (PEI), et la polyamide (PA).

### I.4 L'INTERPHASE

L'interphase des composites est constituée de la surface de contact (interface) fibre/matrice ainsi que de la région d'un volume fini prolongée dans la matrice. Elle peut être considérée comme un constituant du composite car elle possède des propriétés chimiques, physiques, et mécaniques différentes de celles de la fibre et de la matrice. L'interphase assure la liaison fibre/matrice et permet le transfert des contraintes de l'une à l'autre sans déplacement relatif. Cependant, l'hypothèse que l'interphase n'a pas d'épaisseur est souvent faite pour faciliter l'analyse micromécanique des composites [5].



**Figure 1.10** - Interface

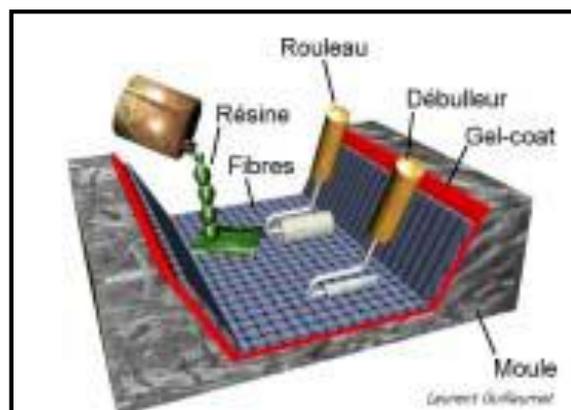
### I.5 FABRICATION DES STRATIFIÉS COMPOSITES

La fabrication des stratifiés comporte deux phases : le drapage manuel des plis et la réticulation en autoclave. L'opération de drapage consiste à effectuer une séquence d'empilement des découpes de pré-impregné (les plis) en respectant la position, l'orientation et la séquence définies par rapport à une fiche de drapage. La réticulation nécessite de créer

un environnement de polymérisation constitué de différents produits qui entourent la plaque composite. Le but final est d'obtenir un composite constitué d'un taux volumique de fibres ( $V_f$ ) et un taux de matrice ( $V_m$ ).

### I.5.1 Moulage en contact

Le moulage au contact permet de réaliser manuellement des pièces unitaires ou de petites séries. C'est la plus ancienne méthode de mise en œuvre des composites. Ce procédé permet la réalisation de pièces de formes et de dimensions quelconques pour de petites séries. Le moule, enduit d'un agent de démoulage, reçoit la couche de surface (gel-coat), puis le renfort sous formes de couches successives de mat ou de tissu que l'on imprègne de résine, généralement manuellement, jusqu'à l'obtention de l'épaisseur souhaitée. La polymérisation peut se faire à température ambiantes ou être accélérée par chauffage. Après durcissement de la résine, la pièce est démoulée et détournée. Celles-ci peuvent être de grandes dimensions et présentent de faibles caractéristiques mécaniques et une seule face d'aspect fini.



**Figure 1.11-** Moulage en contact

Cette méthode est simple et rapide à mettre en œuvre, et demande peu de matériel. Elle possède néanmoins plusieurs inconvénients: il est difficile de doser correctement la résine, et il y a toujours un risque de présence de bulles d'air, qui sont autant de sources de faiblesse dans la pièce. C'est pourquoi nous réservons cette technique aux pièces trop grandes ou trop fragiles pour rentrer dans un sac à vide, ou aux pièces "annexes" qui ne sont pas utilisées directement sur la voiture.

## I.5.2 Moulage sous vide

Cette technique est similaire au moulage au contact, à la différence près que, comme son nom l'indique, l'opération est réalisée sous vide. Le moulage sous vide consiste à construire un laminé soit par voie humide (moulage contact) soit par le biais de pré-imprégnés (renfort imprégné de la matrice) ou "prepregs" puis ensuite de faire un sac sur la pièce puis en tirer le vide afin d'obtenir un meilleur débulage et un taux de renfort supérieure

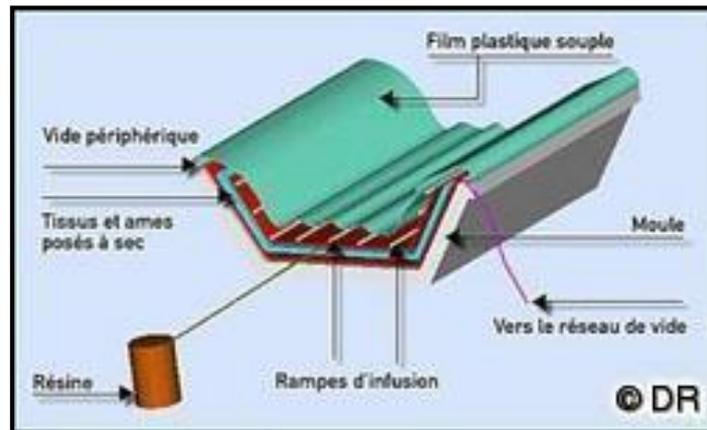


Figure 1.12- Moulage sous vide

Cette méthode est plus complexe et nécessite plus de matériel. Néanmoins, elle a plusieurs avantages: la pression exercée permet de réaliser des pièces aux formes complexes sans défaut, les couches de tissus sont parfaitement compactées, et l'excès de résine est évacué, ce qui permet d'obtenir des caractéristiques mécaniques optimales.

## I.5.3 Moulage par transfert de résine RTM (*Resin Transfer Molding*)

D'autres procédés utilisent des outillages plus lourds et sont donc réservés aux séries plus importantes. Par exemple, la RTM, pour *Resin Transfer Molding*, consiste à disposer les fibres au sein d'un moule fermé dans lequel on injecte la résine sous pression, à l'aide d'une pompe (Figure 1.13). Il en existe deux variantes : la RTM "standard" qui utilise un moule très rigide et lourd, et la RTM "éco" ou "light" qui utilise un moule semi-rigide et s'effectue donc à des pressions moins élevées ; une pompe à vide fournit alors une assistance supplémentaire pour aspirer la résine. Par rapport à l'infusion, l'emploi d'un moule fermé permet un meilleur contrôle de l'épaisseur des pièces, moyennant un outillage nettement plus coûteux.

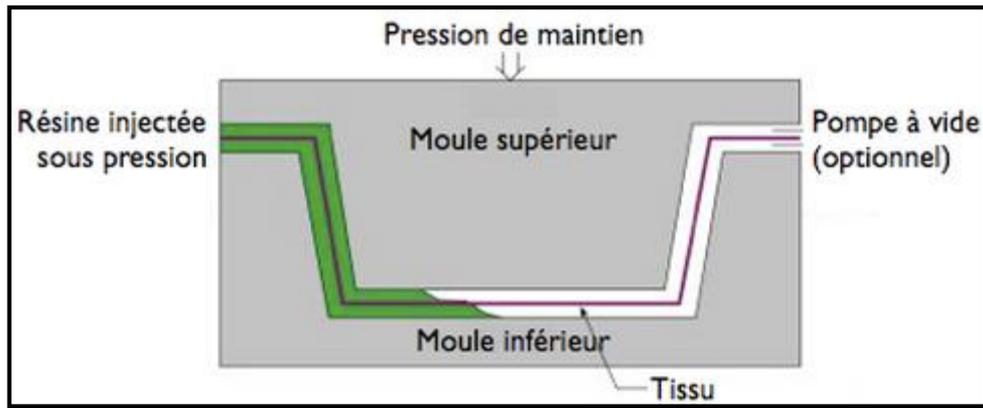


Figure 1.13- Moulage sous vide

Les matériaux utilisés sont des pré-imprégnés. Ceux-ci sont plus faciles à préformer, de plus, aucune restriction en termes de viscosité maximale n'existe. De par ce fait, des résines plus visqueuses sont utilisables, ce qui permet d'atteindre de meilleures performances.

### I.6 NOTION DE STRATIFIÉ.

On appelle stratifié, un matériau qui résulte de la superposition de plusieurs plis (couches) à base de fils ou de tissus unidirectionnels avec des orientations propres à chaque pli. Cette opération est appelée drapage. Les orientations normalisées les plus utilisées sont représentées sur la figure (1.14).

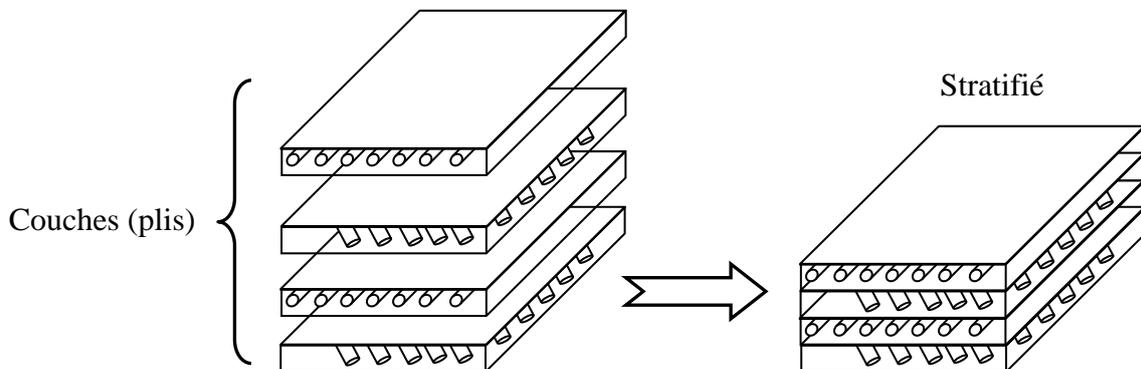
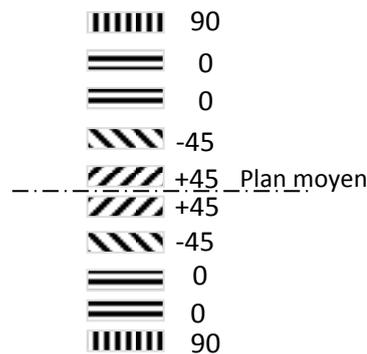


Figure 1.14- Constitution d'un stratifié

On appelle plan moyen d'un stratifié, le plan qui sépare l'épaisseur de ce stratifié en deux moitiés. La cote de ce plan moyen est par convention égale à 0. Lorsque l'empilement des plis est identique de part et d'autre du plan moyen, on dit qu'il y a symétrie miroir. Lorsqu'on décrit un stratifié, on commence toujours par le pli extrême de côte négatif jusqu'à l'autre, au pli extrême de côte positif. A titre d'exemple nous avons : La notation  $[90/0_2/-45/+45]_s$  se

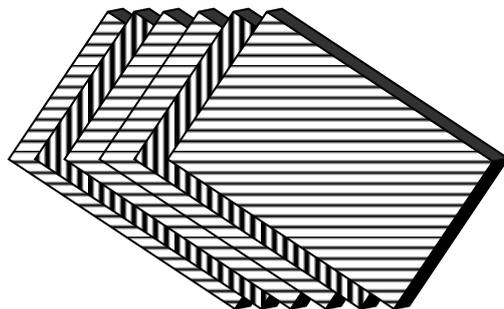
traduit par le schéma suivant [6] et [7]:



**Figure 1.15-** Exemple de la désignation d'un stratifié

### 1.6.1 Stratifiés symétriques

Un stratifié est symétrique si son plan moyen est plan de symétrie. Sa désignation ne nécessite alors que la moitié des couches successives [8]. -Si le stratifié a un nombre pair de couches, la désignation débute sur une face pour finir au plan de symétrie. Un indice (s) indique que le stratifié est symétrique, figure (1.16). -Si le stratifié comporte un nombre impair de couches, la désignation est semblable à la précédente, la couche centrale étant surlignée.



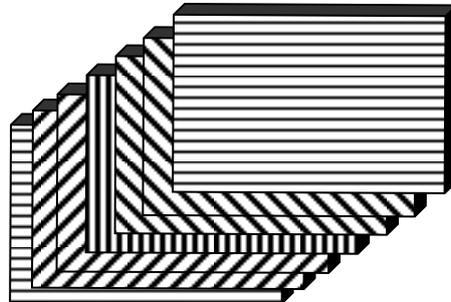
$$[-45/45/-45/-45/45/-45] \rightarrow [-45/45/-45]_s$$

**Figure 1.16.** Exemple d'un Stratifié symétrique

-Pourquoi la symétrie miroir : lors de la constitution de la pièce stratifié, les plis successifs imprégnés de résine sont drapés à température ambiante, puis placés dans une étuve pour la polymérisation. Dans le composite ainsi créé à chaud, la dilatation d'ensemble de la pièce d'origine thermique, s'effectue sans qu'il y ait variation globale de sa forme par voilement ou gauchissement. Par contre lors du refroidissement, les plis ont tendance à se contracter différemment suivant le sens des fibres ou suivant le sens travers. Lorsque la symétrie miroir est réalisée, elle entraîne la symétrie de ces contraintes, et empêche ainsi l'apparition des déformations d'ensemble de la pièce : voilement ou gauchissement [7].

## I.6.2 Stratifiés séquences

La répétition de séquences peut être indiquée par un indice indiquant le nombre de fois où une séquence est successivement répétée, figure (1.20) [8].



$$[0/45/45/90/-45/-45/0] \rightarrow [0/45_2/90/-45_2/0]$$

*Figure 1.20- Exemple d'un Stratifié séquence*

## I.6.3 Stratifiés hybrides

Les matériaux composites hybrides par intégration de couche de métal dans des structures stratifiées ouvrent le champ à de nouvelles perspectives en termes de propriétés mécaniques et structurales. Les propriétés mécaniques d'usage du stratifié doivent donc rester en accord avec l'utilisation de matériaux hautes performances tels que les fibres de carbone : tenue mécanique, résistances à l'impact et à la propagation des ruptures localisées autour de l'impact. La résistance aux agressions extérieures, telles que vieillissement hygrothermique, tenue en température, doit être de plus conservée.

Les stratifiés hybrides sont constitués de couches successives comportant des fibres de natures différentes. Il sera alors nécessaire de les mentionner dans la désignation. Les stratifiés hybrides permettent d'être plus performants en utilisant au mieux les propriétés des diverse fibres disponibles. Parmi les différents hybrides, on peut distinguer [8]:

- Les hybrides inter-couches : constitués d'une suite de couches, chacune de nature différente.
- Les hybrides intra-couches : constitués par une séquence de couches identiques, chaque couche étant constituée de renforts différents.

## I.7 DIFFERENTS TYPES DE MATERIAUX

### I.7.1 Matériaux anisotropes

Le comportement linéaire d'un matériau peut être décrit dans le cas général à l'aide de 21 constantes indépendantes. Dans ce cas le matériau est dit *matériau triclinique* (n'ayant aucune propriété de symétrie). La plupart des matériaux anisotropes possèdent une structure présentant une ou plusieurs symétries, ce qui réduit alors le nombre de constants indépendants nécessaires pour décrire le comportement du matériau.

### I.7.2 Matériau monoclinique

Un matériau qui possède un plan de symétrie est appelé *matériau monoclinique*. Dans le cas où le plan de symétrie est le plan (1,2), on obtient :

$$\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & C_{16} \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & C_{26} \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & C_{36} \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & C_{45} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{45} & C_{55} & 0 \\ C_{16} & C_{26} & C_{36} & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix}$$

On constate d'après cette nouvelle forme de la matrice de rigidité que le nombre de constantes d'élasticité indépendantes est égal à 13 au lieu de 21 initialement.

### I.7.3 Matériau orthotrope

Un matériau qui possède trois plans de symétrie, perpendiculaires deux à deux est appelé *matériau orthotrope*. La matrice de rigidité s'écrit donc comme suit :

$$\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & & 0 \\ 0 & 0 & 0 & & C_{55} & 0 \\ & & & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix}$$

Le nombre de constantes d'élasticité indépendantes est dans ce cas égal à 9.

### I.7.4 Matériau isotrope

Lorsque les propriétés d'un matériau sont indépendantes du choix des axes de référence, on dit que le *matériau est isotrope*. Dans ce cas, le nombre de constantes de rigidité indépendantes est égal à 2. Généralement, les constantes de rigidité sont exprimées en introduisant les coefficients de Lamé  $\lambda$  et  $\mu$ . La matrice de rigidité s'écrit alors de la forme suivante :

$$[C] = \begin{bmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix}$$

Dans ce cas l'expression des contraintes en fonction des déformations, est donnée par la relation simplifiée suivante :

$$\sigma_{ij} = \lambda \cdot \delta_{ij} \cdot \text{tr} \varepsilon + 2 \cdot \mu \cdot \varepsilon_{ij}$$

Où :  $\text{tr} \varepsilon = \varepsilon_{kk} = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}$  est appelée déformation volumique du matériau. Inversement, l'expression des déformations en fonction des contraintes est donnée par la relation suivante :

$$\varepsilon_{ij} = -\frac{\lambda}{2 \cdot \mu \cdot (3 \cdot \lambda + 2 \cdot \mu)} \cdot \delta_{ij} \cdot \text{tr} \sigma + \frac{1}{2\mu} \sigma_{ij}$$

La relation ci-dessus s'écrit généralement en fonction du module d'élasticité longitudinal  $E$  et du coefficient de Poisson  $\nu$ . Ceci est dû au fait que ces deux paramètres peuvent être déterminés par un simple essai de traction.

$$\varepsilon_{ij} = -\frac{\nu}{E} \cdot \delta_{ij} \cdot \text{tr} \sigma + \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij}$$

### I.8 COMPORTEMENT ELASTIQUE D'UN MATÉRIAU COMPOSITE ORTHOTROPE

Les stratifiés sont constitués de couches de matériaux composites unidirectionnels ou de composites à base de tissus. Généralement, les tissus sont constitués de fils unidirectionnels croisés à 90°. L'un dans le sens chaîne, l'autre dans le sens trame. Ces couches possèdent trois plans de symétrie orthogonaux deux à deux.

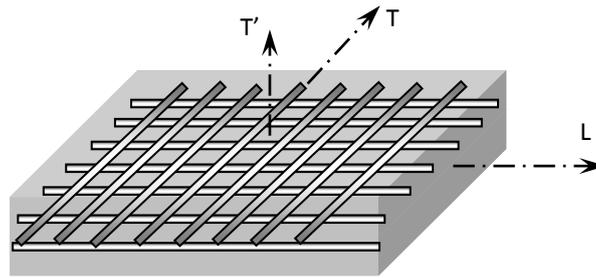


Figure 1.21- Matériau composite bidirectionnel

Il se comporte d'un point de vue élastique comme un matériau orthotrope. Les directions principales (1,2) seront prises respectivement suivant la direction chaîne et la direction trame; elles sont également notées L et T. la direction 3 orthogonale au plan de la couche sera également notée T'.

Dans le cas d'un matériau orthotrope, la loi de Hooke s'écrit en utilisant soit la matrice de rigidité soit la matrice de souplesse comme suit :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & & 0 \\ 0 & 0 & 0 & & C_{55} & 0 \\ & & & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad \text{Ou} \quad \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & & 0 \\ 0 & 0 & 0 & & S_{55} & 0 \\ & & & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix}$$

On constate que le comportement élastique d'un matériau composite orthotrope est donc caractérisé par 9 coefficients indépendants. Les expressions des modules de l'Ingénieur sont résumées dans le tableau I.2. Les relations montrent que :

$$* \frac{E_L}{\nu_{LT}} = \frac{E_T}{\nu_{TL}} \quad ; \quad G_{TT'} = \frac{E_T}{2(1 + \nu_{TT'})}$$

Désignation	Notation	expression
Module de Young longitudinale (chaîne)	$E_L = E_1$	$\frac{1}{S_{11}}$
Coefficient de poisson	$\nu_{LT} = \nu_{12}$	$-\frac{S_{12}}{S_{11}}$
Module de Young transversal (trame)	$E_T = E_2$	$\frac{1}{S_{22}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{LT'} = \nu_{13}$	$-\frac{S_{13}}{S_{11}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{TL} = \nu_{21}$	$-\frac{S_{12}}{S_{22}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{TT} = \nu_{23}$	$-\frac{S_{23}}{S_{22}}$
Module de Young transversal	$E_{T'} = E_3$	$\frac{1}{S_{33}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{TL} = \nu_{31}$	$-\frac{S_{13}}{S_{33}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{TT} = \nu_{32}$	$-\frac{S_{23}}{S_{33}}$
Module de cisaillement longitudinal	$G_{LT} = G_{12}$	$\frac{1}{S_{66}}$
Module de cisaillement transversal	$G_{TT} = G_{23}$	$\frac{1}{S_{44}}$
Module de cisaillement	$G_{LT'} = G_{13}$	$\frac{1}{S_{55}}$

**Tableau I.1.** Expression des modules d'Ingénieurs en fonction des coefficients de souplesse

En tenant compte des expressions présentées dans le tableau, la loi de Hooke s'écrit en utilisant la soit la matrice de souplesse comme suit :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix}$$

### I.8.1 Facteur de concentrations de contraintes

Le facteur de concentration de contraintes est le rapport de la contrainte maximale ( $\sigma_{max}$ ) observée à la racine de l'incident de forme sur la contrainte nominale ( $\sigma_{nom}$ ) à laquelle la structure est soumise, figure (1.22). Ce facteur, noté ( $K_t$ ), est donné par les relations suivantes.

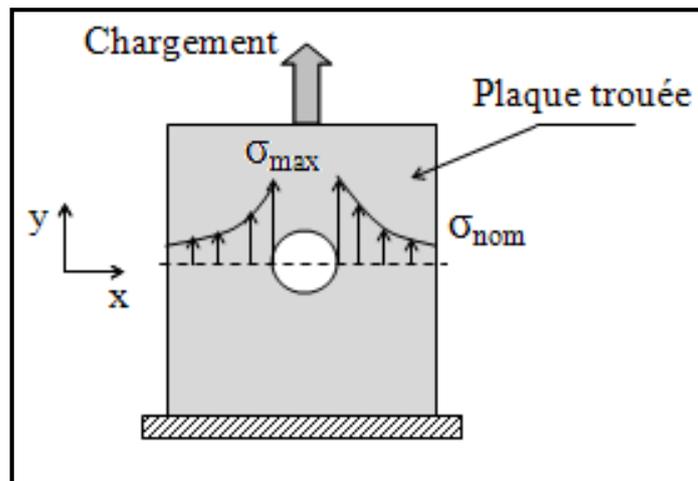


Figure 1.22- Concentration des contraintes dans une plaque trouée.

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}}$$

$$K_t = 1 + \sqrt{2 \left( \sqrt{\frac{E_x}{E_y}} - \nu_{xy} \right) + \frac{E_x}{G_{xy}}}$$

### I.8.2 Modules d'élasticité et coefficient de poisson du pli tissé

Le pli tissé est alors remplacé par un seul pli UD anisotrope qui aura le même taux volumique ( $V_f$ ) de renfort et d'épaisseur ( $h_t$ ), (x) étant la direction de la chaîne et (y) celle de la trame, on a alors [15] :

$$K = \frac{n_1}{n_1 + n_2}$$

$n_1$  : nombre de fils de chaîne par mètre

$n_2$  : nombre de fils de trame par mètre

$$E_x \approx KE_L + (1 - K)E_T$$

$$E_y \approx KE_T + (1 - K)E_L$$

$$G_{xy} = G_{LT}$$

### 1.8.3 Modules d'élasticité et coefficient de poisson du pli chargé avec des mats

Les mats sont des renforts bidimensionnels à fibres coupées (longueur comprise entre 5 et 10 cm). Les mats sont isotrope dans leur plan ( $x, y$ ), ils peuvent donc être caractérisés par deux constantes élastiques seulement [15] :

$$E_{mat} \approx \frac{3}{8}E_L + \frac{5}{8}E_T$$

$$\nu_{mat} \approx 0.3$$

$$G_{mat} \approx \frac{E_{mat}}{2(1 + \nu_{mat})}$$

Avec :  $E_L$  et  $E_T$  : les modules élastiques (sens long et sens travers) de l'unidirectionnel qui aura le même taux volumique ( $V_f$ ) de renfort que le pli de mat.

### 1.9 DETERMINATION EXPERIMENTALE DES CARACTERISTIQUES MECANIQUES

Comme nous l'avons déjà mentionné dans les paragraphes précédents, le comportement élastique d'un matériau composite peut être décrit entièrement par la connaissance de :

- Neuf (9) coefficients dans le cas d'un matériau composite orthotrope.
- Cinq (5) coefficients dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel.

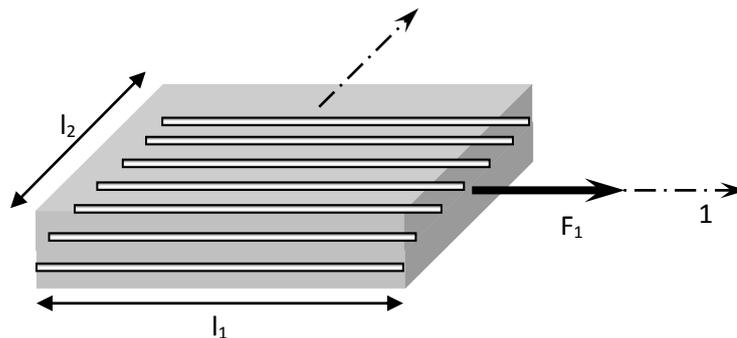
Dans le cas particulier d'un état de contraintes planes, le nombre de coefficients nécessaires pour décrire le comportement d'un matériau composite (qu'il soit orthotrope ou unidirectionnel) se réduit à quatre (4). Ces quatre coefficients sont :

- Le module de Young longitudinal  $E_L$
- Le module de Young transversal  $E_T$
- Le coefficient de Poisson  $\nu_{LT}$
- le module de Coulomb  $G_{LT}$

Les essais utilisés pour la détermination de ces quatre coefficients seront développés dans le paragraphe qui suit.

### 1.9.1 Essai de traction longitudinale

Dans cet essai, la force  $F$  est appliquée suivant la direction des fibres (voir Figure 1.23). Dans le sens des fibres dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel. Dans le sens de la chaîne dans le cas d'un matériau composite tissu.



**Figure 1.23- Traction Longitudinale**

La contrainte  $\sigma_1$  est donnée en fonction de la force  $F_1$  appliquée suivant l'axe 1, perpendiculairement à la section transversale  $S_1$ , comme suit :

$$\sigma_1 = \frac{F_1}{S_1}$$

L'étude expérimentale consiste, à mesurer sur l'éprouvette les paramètres suivants :

- \* La charge appliquée  $F_1$
- \* L'allongement de l'éprouvette selon l'axe 1 (suivant la longueur  $l_1$ )  $\Delta l_1$
- \* la variation de la longueur transversale  $l_2$  (suivant la longueur  $l_2$ )  $\Delta l_2$

La déformation longitudinale  $\varepsilon_{11}$  est donnée par :  $\varepsilon_1 = \frac{\Delta l_1}{l_1}$

La déformation longitudinale  $\varepsilon_{22}$  est donnée par :  $\varepsilon_2 = \frac{\Delta l_2}{l_2}$

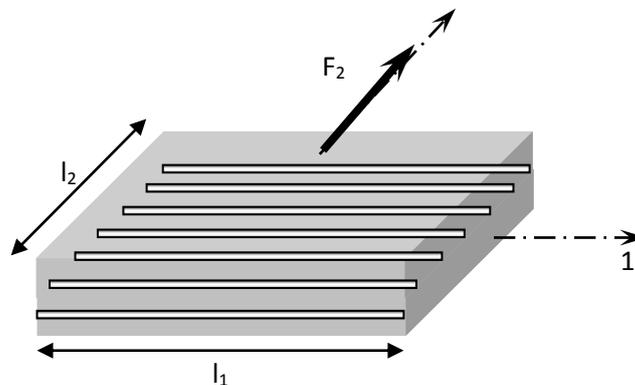
On déduit :

Le module d'élasticité longitudinal  $E_L$  (Young) :  $E_L = \frac{\sigma_{11}}{\varepsilon_{11}}$

Le coefficient de Poisson  $\nu_{LT}$  :  $\nu_{LT} = -\frac{\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{11}}$

## 1.9.2 Essai de traction transversale

Dans cet essai, la force  $F$  est appliquée suivant la direction transverse aux fibres (voir Figure 1.24). Perpendiculairement aux fibres dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel. Dans le sens de la trame dans le cas d'un matériau composite tissu.



**Figure 1.24.** Traction transversale

La contrainte  $\sigma_2$  est donnée en fonction de la force  $F_2$  appliquée suivant l'axe 2, perpendiculairement à la section transversale  $S_2$ , comme suit :

$$\sigma_2 = \frac{F_2}{S_2}$$

L'étude expérimentale consiste, à mesurer sur l'éprouvette les paramètres suivants :

- \* La charge appliquée  $F_2$
- \* L'allongement de l'éprouvette selon l'axe 2 (suivant la longueur  $l_2$ )  $\Delta l_2$
- \* la variation de la longueur transversale  $l_1$  (suivant la longueur  $l_1$ )  $\Delta l_1$

La déformation transversale  $\varepsilon_{22}$  est donnée par :  $\varepsilon_2 = \frac{\Delta l_2}{l_2}$

La déformation longitudinale  $\varepsilon_{11}$  est donnée par :  $\varepsilon_1 = \frac{\Delta l_1}{l_1}$

On déduit : le module d'élasticité transversal  $E_T$  (Young) :  $E_T = \frac{\sigma_{22}}{\varepsilon_{22}}$

Le coefficient de Poisson  $\nu_{TL}$  :  $\nu_{TL} = -\frac{\varepsilon_{11}}{\varepsilon_{22}}$

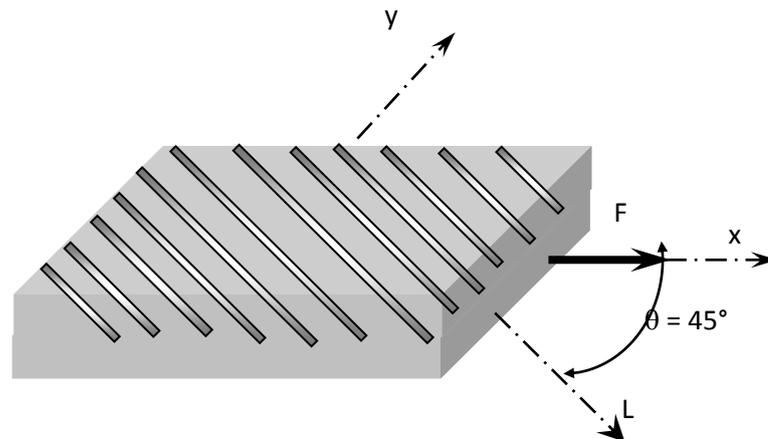
Les valeurs ainsi obtenues doivent vérifier la relation suivante :  $\frac{\nu_{LT}}{E_L} = \frac{\nu_{TL}}{E_T}$

### 1.9.3 Essai de traction hors axes

Dans cet essai, la force  $F$  est appliquée suivant une direction qui fait un angle de  $45^\circ$  avec les fibres (voir Figure 1.25).  $45^\circ$  par rapport à la direction des fibres dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel.  $45^\circ$  par rapport à la direction de la trame dans le cas d'un matériau composite tissu.

La contrainte  $\sigma_x$  est donnée en fonction de la force  $F$  appliqué suivant l'axe  $x$ , perpendiculairement à la section transversale  $S$ , comme suit :

$$\sigma_{xx} = \frac{F}{S}$$



**Figure 1.25.** Traction hors axes

L'étude expérimentale consiste, à mesurer sur l'éprouvette les paramètres suivants :

- \* La charge appliquée  $F_2$
- \* L'allongement de l'éprouvette selon l'axe  $x$  (suivant la longueur  $l_x$ )  $\Delta l_x$

La déformation suivant l'axe  $x$   $\varepsilon_{xx}$  est donnée par :  $\varepsilon_{xx} = \frac{\Delta l_x}{l_x}$

On déduit :

Le module d'élasticité suivant l'axe x  $E_{xx}$  (Young) :  $E_x = E_{45} = \frac{\sigma_{xx}}{\varepsilon_{xx}}$

Nous savons que :

$$\frac{1}{E_x} = \frac{1}{E_{45}} = \frac{1}{4} \left( \frac{1}{E_L} + \frac{1}{E_T} + \frac{1}{G_{LT}} - 2 \frac{\nu_{LT}}{E_L} \right)$$

Nous constatons que dans cette relation, seul le module de cisaillement (Coulomb)  $G_{LT}$  est une inconnue. Nous déduisons alors :

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{4}{E_{45}} - \frac{1}{E_L} - \frac{1}{E_T} + 2 \frac{\nu_{LT}}{E_L}$$

### I.10 CONCLUSION DU CHAPITRE

Dans le cadre de cette étude, notre choix a porté sur l'analyse expérimentale des composites hybrides. La nécessité de concevoir des matériaux composites hybrides est d'actualité, la combinaison de différents types de matériaux permet de conjuguer les performances mécaniques individuelles de chaque matériau avec un apport d'autres performances physiques.

Le cas d'un composite hybride est un exemple d'application de cette approche conceptuelle. L'estimation de la rupture du matériau composite hybride et ce quelque soit la nature et le pourcentage de chaque constituant dans le composite peut être mieux appréhendée par le recours à l'analyse expérimentale

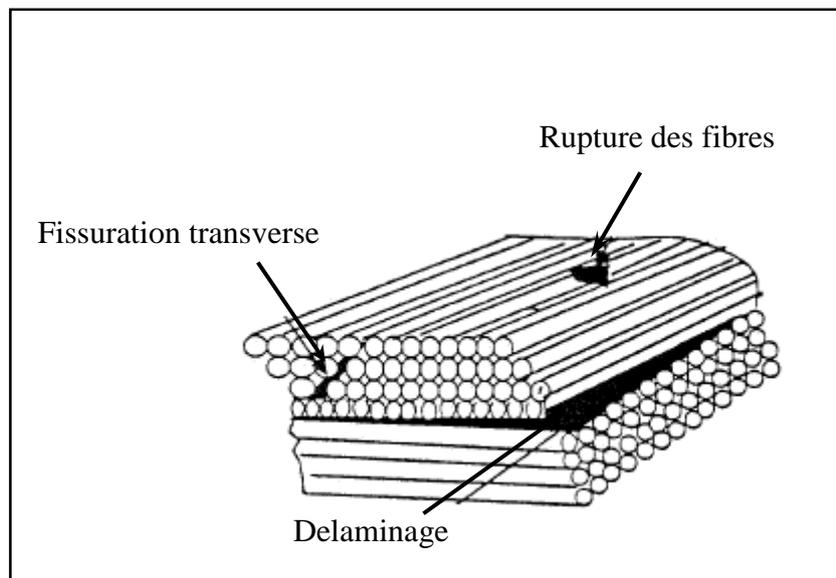
# CHAPITRE II : Analyse de l'endommagement des matériaux composites

### II.1 Introduction

Dans les industries (automobiles, aéronautiques, navales, ...) les composites à fibres longues, notamment les fibres de verre et de carbone, sont de plus en plus utilisés pour la réalisation de structures complexes. Il est primordiale, pour optimiser leurs utilisations, de connaître avec précision le comportement jusqu'à la rupture, et de pouvoir construire à partir de cette connaissance des outils de prévisions et d'analyses adaptés et performants.

L'anisotropie des structures composites rendent leurs mécanismes d'endommagement plus complexes. Au sein d'une structure composite, on peut voir apparaître la ruine du composite est constituée de micro-fissures, ruptures de pli, ruptures des fibres et des matrices, décohésion de l'interface, glissement et frottement des fibres dans la matrice... , est le phénomène mécanique majeur pour les matériaux composites stratifiés. Les contraintes transverses occasionnent une dégradation de la matrice et de la cohésion entre les fibres et la matrice. Cette dégradation peut conduire à la rupture complète de la structure. Trois principaux mécanismes de dégradation peuvent être observés:

- la microfissuration transverse de la matrice parallèlement aux fibres,
- la dégradation de l'interface fibre-matrice,
- la détérioration de la liaison interlaminaire.

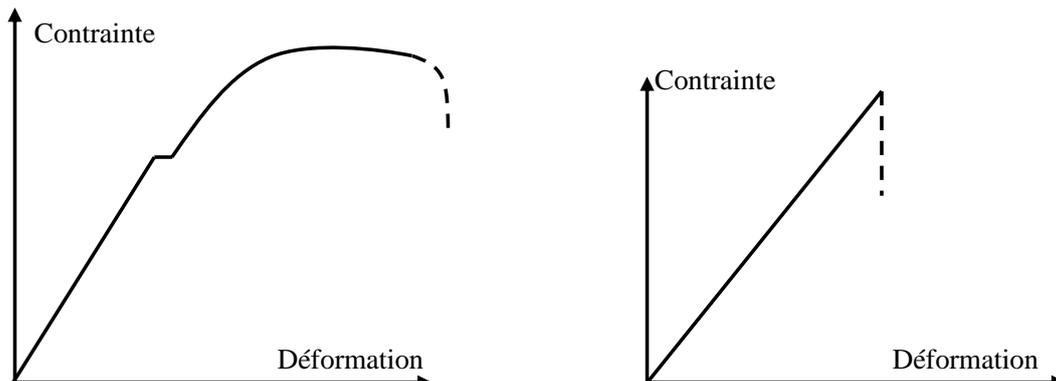


**Figure 2.1.** Mécanisme de rupture d'un stratifié

II.2 PROPRIETES DE RESISTANCE A RUPTURE

II.2.1 Cas de la traction

Par l'absence de la déformation plastique, un polymère à renfort de fibre de verre présente un comportement fragile différent de celui des matériaux métalliques.



**Figure 2.2-** Comportements fragile et ductile

Cette insuffisance d'adaptation plastique et le faible allongement à la rupture qui en résulte, constituent un des handicaps majeurs des structures composites. Ceci aura des conséquences en effet:

- Sur leur tenue à l'impact
- Sur leur sensibilité aux zones critiques de la structure.

De même que pour les caractéristiques élastiques, on serait tenté d'approcher la résistance à la rupture sens long par un modèle simple, dans la mesure où l'allongement à la rupture de la matrice est supérieur à l'allongement à la rupture des fibres.

L'hypothèse d'un allongement relatif identique entre les fibres et la matrice, implique que les contraintes soient réparties entre les deux les phases proportionnellement à leur rigidité (plus exactement le produit rigidité x fraction volumique). La rupture se produit alors lorsque la contrainte supportée par les fibres atteint la valeur de leur résistance à rupture  $\sigma_f$ . Dans ce cas, la résistance sens long du composite serait égale à :

$$\sigma_l = \sigma_f \left[ KV_f + (1 - KV_f) \left( \frac{E_m}{E_f} \right) \right] \dots\dots(2.1)$$

### II.2.2 Cas de la compression

Le mode de ruine en compression axiale d'un composite unidirectionnel est le micro-flambage des fibres insuffisamment soutenues par la matrice (figure 2.3)



*Figure 2.3- Compression axiale d'un composite*

Suivant la même terminologie que précédemment, la résistance à la compression sera donc gouvernée par :

- La rigidité des fibres (diamètre et module)
- La rigidité de la matrice

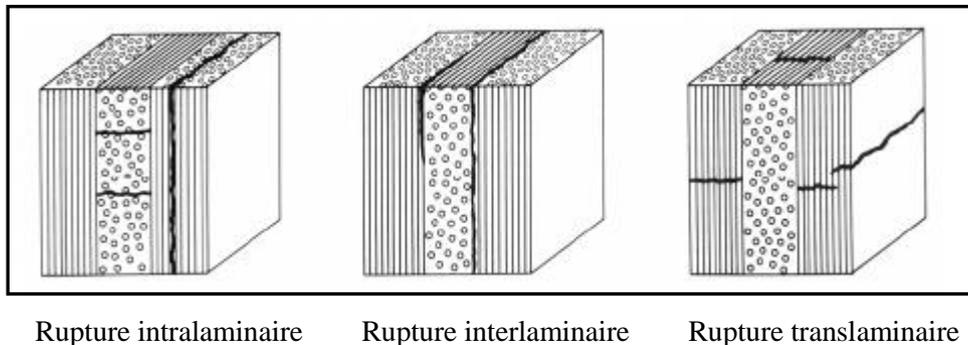
C'est ici que l'on comprend pourquoi l'amélioration des propriétés à rupture par traction procurée par les fibres de verre. Bien que d'une rigidité plus élevée, ces fibres ont en effet un plus petit diamètre.

### II.3 ANALYSE DE FISSURATION DES MATERIAUX COMPOSITES

Plusieurs mécanismes interviennent au travail d'endommagement des composites, définissent un ensemble de changement microstructuraux au sein du composite qui provoque une détérioration irréversible. Par exemple, quand un composite stratifié est sollicité, la dégradation de ses propriétés est progressif bien avant sa rupture finale. En outre pour les composites stratifiés, notamment ceux à forte anisotropie, sa géométrie dépend, non pas du mode de chargement comme pour les matériaux métalliques, mais de l'arrangement géométrique des constituants du composite.

L'analyse de l'endommagement à l'échelle de la couche est relativement efficace pour le classement des mécanismes de rupture. Les stratifiés à fibres longues ont trois types de rupture :

- rupture intralaminaire,
- rupture interlaminaire,
- rupture translaminaire.



**Figure 2.4** - Mécanismes de rupture dans un stratifié  $[0^\circ/90^\circ/0^\circ]$  [20]

Ces trois mécanismes de rupture (figure 2.4) définissent le plan de rupture par rapport aux constituants du matériau. La rupture intra-laminaire se trouve à l'intérieur d'un pli tandis que la rupture inter-laminaire décrit une rupture entre deux plis adjacents. La rupture translaminaire est orientée transversalement à l'orientation de fibres dans le pli endommagé.

Les processus de rupture en traction longitudinale et transverse de matériau composite unidirectionnels. Dans le cas de la rupture longitudinale, deux cas de figures sont considérés selon que la déformation à rupture de la fibre est inférieure ou supérieure à celle de la matrice. La rupture des fibres et de la matrice est supposée se produire pour une valeur fixe de la déformation, alors que dans la réalité la déformation à rupture des constituants est une propriété distribuée. Les aspects statistiques de la rupture ne sont donc pas pris en compte.

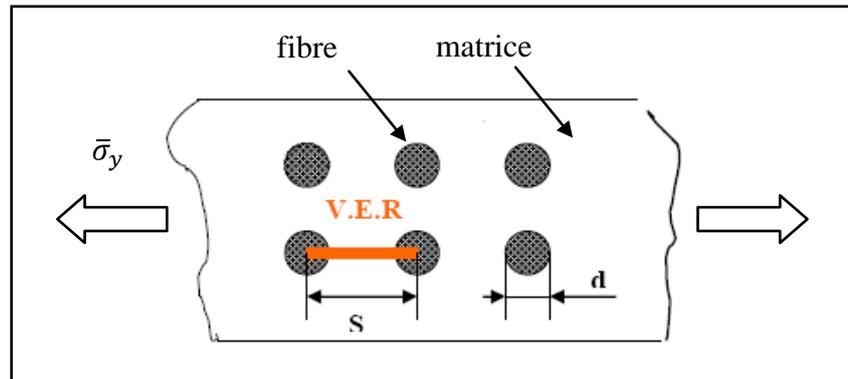
### II.3.1 Rupture en traction transversale

La rupture d'une couche unidirectionnelle met en jeu des fissurations matricielles et des décohésions fibres/matrice. Ce mode d'endommagement correspond généralement au premier endommagement observé dans les stratifiés croisés soumis à des efforts de traction. On observe des fissures transverses dites « intra-laminates », ces fissures interviennent avant la rupture des couches  $0^\circ$  par rapport à l'axe de sollicitation.

En raison notamment de la méconnaissance des propriétés de l'interface et des champs de contraintes générés dans la matrice, ces ruptures sont très difficiles à prévoir.

Une approche simplifiée consiste à considérer que la rupture résulte de concentration des contraintes autour des fibres [9]. La déformation à la rupture transverse  $\epsilon_{ry}$  est alors reliée à la déformation à la rupture  $\epsilon_{rm}$  de la matrice par un facteur F (concentration de contraintes) défini comme suit :

$$\epsilon_{ry} = \epsilon_{rm}/F \quad \dots\dots(2.2)$$



**Figure 2. 5- Rupture en traction transverse.**

F Peut être déterminé pour certaines configurations simplifiées telle celle décrite dans la figure (2.5)

Sous l'action d'une traction transverse  $\bar{\sigma}_y$ , l'élongation moyen  $\bar{\delta}_y$  du V.E.R peut s'écrire

$$\bar{\sigma}_y = \bar{\sigma}_{fy} + \bar{\sigma}_{my} = S \cdot \epsilon_y = d \cdot \epsilon_{fy} + (s-d) \cdot \epsilon_{my} \quad \dots\dots(2.3)$$

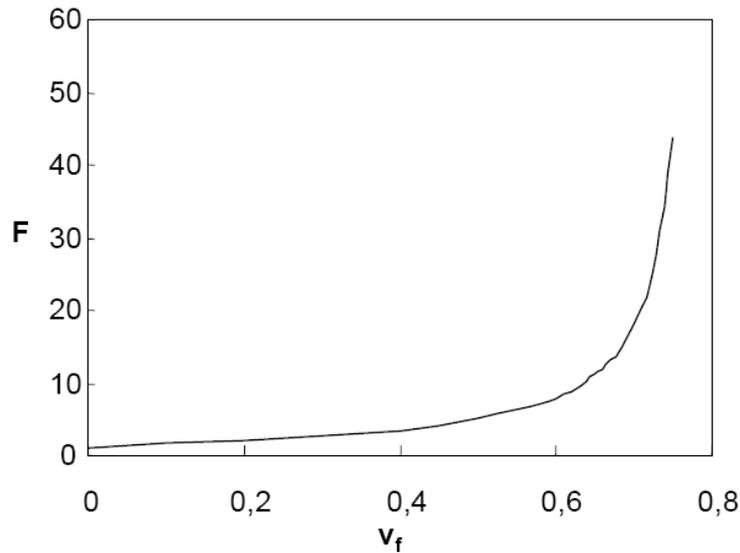
Pour des raisons d'équilibre  $\bar{\sigma}_{my} = \bar{\sigma}_{fy}$  Ce qui donne

$$S \cdot \epsilon_y = \left( d \cdot \frac{E_m}{E_f} + S - d \right) \cdot \epsilon_{my} \dots\dots(2.4)$$

Ce qui permet d'estimer le facteur F

$$F = \frac{\bar{\epsilon}_m}{\epsilon_y} = \frac{1}{\frac{d}{s} \cdot \left( \frac{E_m}{E_f} - 1 \right) + 1} \quad \dots\dots(2.5)$$

On peut également noter que F augmente d'une façon non linéaire avec  $V_f$  (figure 2.6)



**Figure 2.6** - Evolution du facteur F avec le pourcentage de fibres dans un pli.

### II.3.2 Rupture en traction longitudinale

Dans le cas d'un stratifié unidirectionnel soumis à une traction longitudinale, l'initiation de la rupture se produit soit par rupture des fibres lorsque la déformation à rupture des fibres est plus faible que celle de la matrice (fibres fragiles :  $\epsilon_{rf} < \epsilon_{rm}$ ), soit par rupture de la matrice dans le cas contraire (matrice fragile).

#### *Déformation à rupture des fibres fragiles*

Nous considérons que la rupture des fibres entraîne instantanément celle du stratifié. Si l'on admet l'égalité des déformations dans la fibre et la matrice figure (2.7), la contrainte appliquée au moment de la rupture du composite est donnée par :

$$\sigma_r = V_f \cdot \sigma_{rf} + (1 - V_f) \sigma^* \quad \dots\dots\dots(2.6)$$

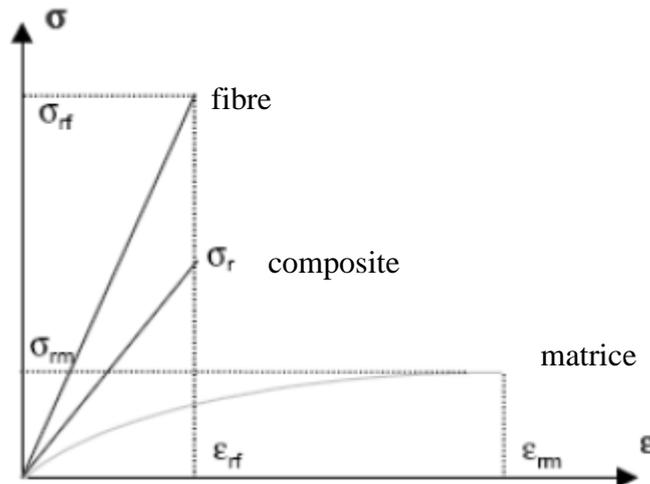


Figure 2.7 - courbe contrainte/déformation des fibres fragiles

$\sigma^*$  la valeur de la contrainte dans la matrice au moment de la rupture des fibres. L'équation considérée ci-dessous également que la matrice à un comportement élastique dans la plage de déformation  $(0-\epsilon_r)$ .

Ce qui donne :

$$\begin{cases} \sigma_{rf} = E_f \cdot \epsilon_r = E_f \cdot \epsilon_{rf} \\ \sigma^* = E_m \cdot \epsilon_r \end{cases} \dots\dots(2.7)$$

Il n'est a renforcement par les fibres que si la résistance à rupture du composite est supérieure à celle de la matrice non renforcée soi :

$$\sigma_r > \sigma_m \dots\dots(2.9)$$

Ce qui n'est vérifié qu'au-delà d'une certaine fraction volumique critique de fibre donnée par:

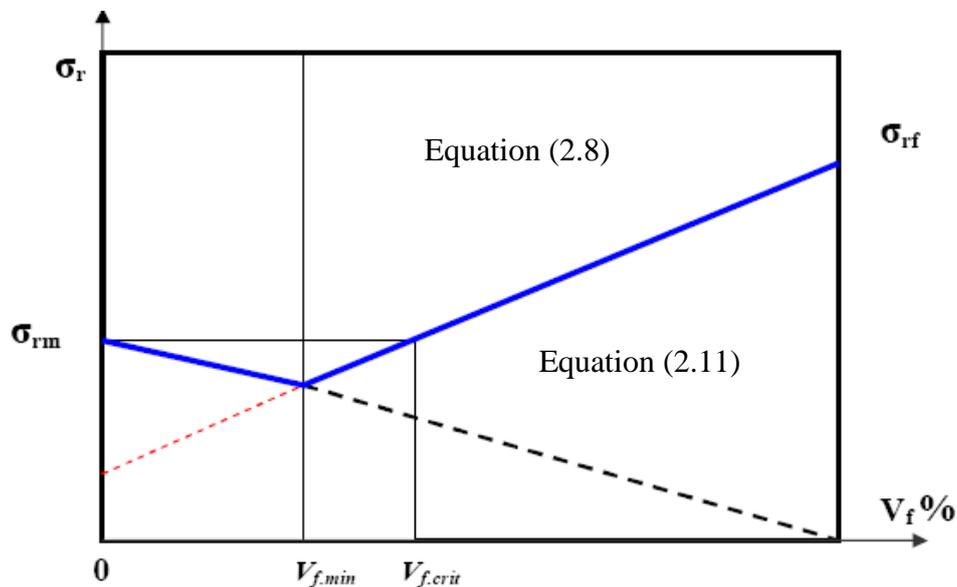
$$V_{fcrit} = \frac{E_f \cdot \sigma_{rm} - E_m \cdot \sigma_{rf}}{(E_f - E_m) \cdot \sigma_{rf}} \dots\dots(2.10)$$

On peut également imaginer une situation dans laquelle, les fibres ayant rompu, la matrice peut encore supporter la contrainte appliquée. La rupture du composite n'intervient donc que lorsque la contrainte supportée par la matrice atteinte sa valeur critique  $\sigma_m$ , soit :

$$\sigma_r = V_m \cdot \sigma_m = \sigma_m \cdot (1 - V_f) \dots \dots (2.11)$$

La contrainte à rupture minimale intervient pour la fraction de fibre  $V_{f.min}$  définie par l'intersection des droites définies par les équations (2.8) et (2.11) soit :

$$V_{f.min} = \frac{E_f \cdot \sigma_m - E_m \cdot \sigma_{rf}}{E_f \cdot \sigma_{rf} - E_m \cdot \sigma_{rf} + E_f \cdot \sigma_{rm}} \dots \dots (2.12)$$



**Figure 2.8** - Contrainte à rupture en traction d'un unidirectionnel en fonction du taux volumique de fibres (fibres fragiles)

Si ( $V_f < V_{f.min}$ ) la rupture des fibres intervient avant celle de la matrice et la contrainte à la rupture est donc définie par l'équation (2.11). Dans le cas contraire, la rupture des fibres entraîne automatiquement celle de la matrice et  $\sigma_r$  est donnée par l'équation (2.8).

*Déformation à rupture de la matrice fragile*

Cette situation correspond aux matériaux composites pour lesquels la rupture de la matrice intervient souvent avant celle des fibres. On observe généralement des fissures matricielles se propageant dans une direction perpendiculaire à celle des fibres [27].

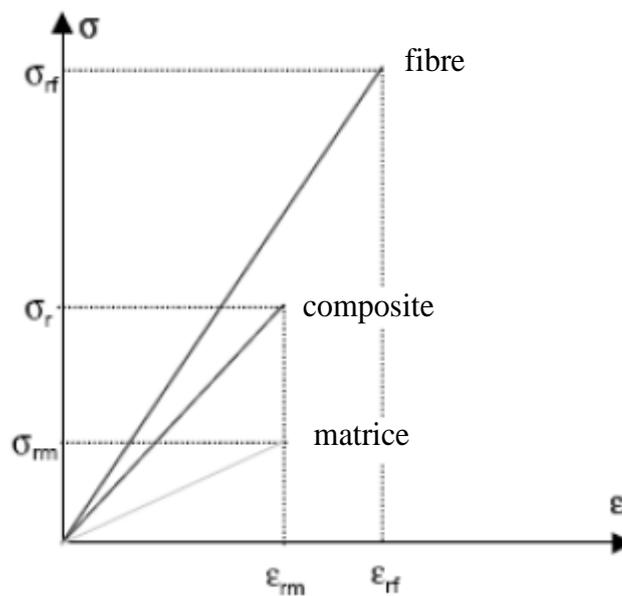
Si l'on considère que la rupture de la matrice entraîne celle des fibres, la contrainte à rupture du composite est donnée par :

$$\sigma_r = \sigma_f^* \cdot V_{rm} + \sigma_{rm} \cdot (1 - V_f) \dots\dots(2.13)$$

$\sigma_f^*$  la contrainte supportée par la fibre au moment de la rupture de la matrice.

La loi de Hook permet d'écrire

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{rm} = E_m \cdot \varepsilon_{rm} \\ \sigma_f^* = E_f \cdot \varepsilon_{rm} \end{array} \right. \dots\dots(2.14)$$



**Figure 2.9** - courbe contrainte/déformation de la matrice fragile

La rupture de la matrice entraînant celle du composite; ( $\epsilon_r = \epsilon_{rm}$ ), ce qui permet de déterminer  $\sigma_f^*$

$$\sigma_f^* = \frac{E_f}{E_m} \cdot \sigma_{rm} \quad \dots\dots(2.15)$$

La contrainte à rupture du composite est alors donnée par

$$\sigma_r = (E_f \cdot V_f + E_m \cdot (1 - V_m)) \left( \frac{\sigma_{rm}}{E_m} \right) \quad \dots\dots(2.16)$$

Le comportement à rupture du composite est alors piloté par la fissuration de la matrice fragile Figure (2.9). Dans la mesure où celle-ci se manifeste à des valeurs de déformation très faibles, ce comportement n'est pas optimal.

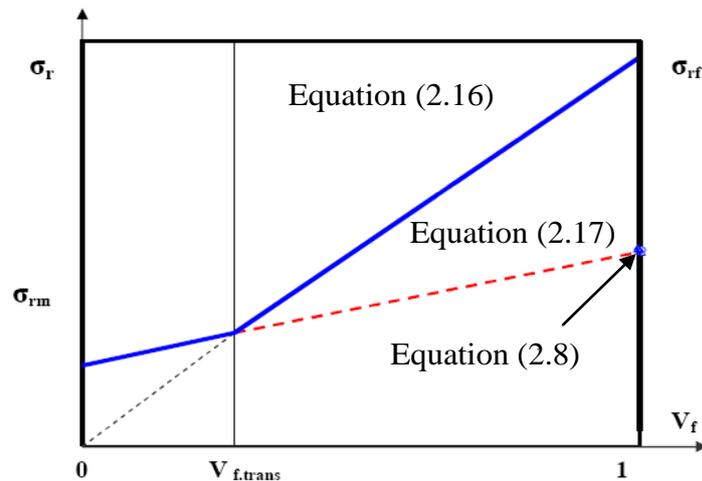
Une fois la matrice rompue, on peut cependant considérer la situation dans laquelle les fibres peuvent supporter sans de rompre la contrainte appliquée. Dans ce cas

$$\sigma_r = V_f \cdot \sigma_{rf} \quad \dots\dots(2.17)$$

L'intersection des droites correspondant aux équations (2.16) et (2.17) correspond alors à la fraction de renfort  $V_{ftrans}$  donnée par

$$V_{ftrans} = \frac{\sigma_{rm}}{\sigma_{rm} + \sigma_{rf} - \sigma_{rm} \cdot \left( \frac{E_f}{E_m} \right)} \dots\dots(2.18)$$

Si ( $V_f < V_{ftrans}$ ), la rupture de la matrice entraîne immédiatement celle des fibres. Dans le cas contraire, la rupture  $V_{ftrans}$  est très faible et la rupture des fibres est donc différée par rapport à la fissuration de la matrice.



**Figure 2.10** - Contrainte à rupture en traction d'un unidirectionnel en fonction du taux volumique de fibres (matrice fragile)

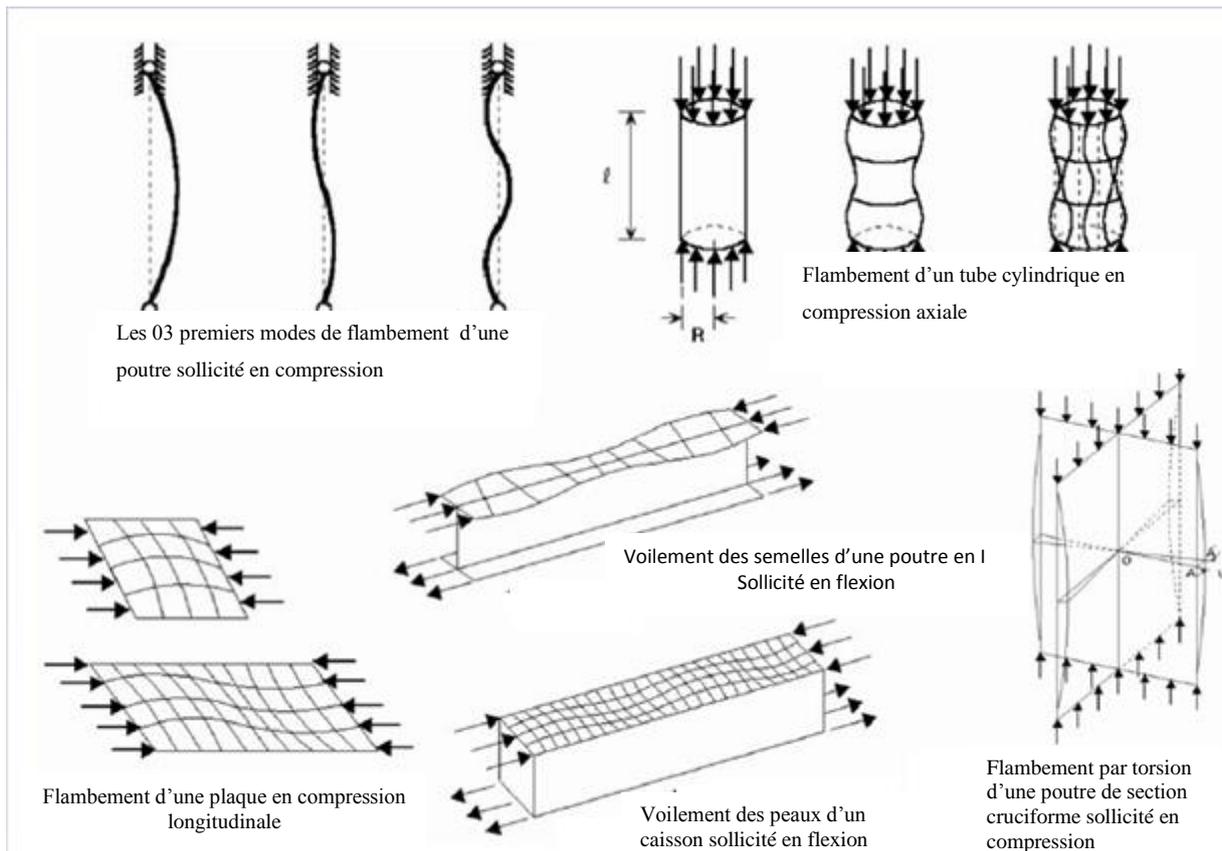
### II.3.2 Rupture intralaminare

La rupture intralaminare est due principalement à la faible résistance de la matrice et de l'adhérence entre la matrice et les fibres. Elle est provoquée par les contraintes dans le plan du stratifié. Un pli se détériore par la contrainte résultante en traction dans la direction normale aux fibres. Ce type de rupture est donc couramment appelée la « fissuration transverse ». Normalement cette fissuration de la matrice se produit bien avant la rupture de fibre.

Dans les stratifiés multidirectionnels, la fissuration transverse se présente, en général, successivement du pli le plus faible au plus résistant. Les contraintes intralaminaires et les contraintes interlaminaires ne sont pas deux grandeurs indépendantes parce qu'elles sont couplées par les relations d'équilibre de la pièce sur laquelle elles agissent [13], Par conséquent, l'apparition de la fissuration transverse peut induire une nouvelle répartition des contraintes et provoquer la rupture interlaminare.

### II.4 GENERALITES SUR LE FLAMBEMENT

De façon générale, le flambement d'une structure correspond à une instabilité de comportement. L'instabilité est essentiellement une propriété des structures de géométrie extrême, comme par exemple les éléments comprimés d'élanement important, les plaques minces ou encore les coques minces cylindriques. Généralement, le flambement intervient pour des contraintes dans le matériau bien inférieures aux limites à rupture. Il existe une grande diversité de configurations susceptibles de flamber, la figure suivante nous montre les modes de flambements.



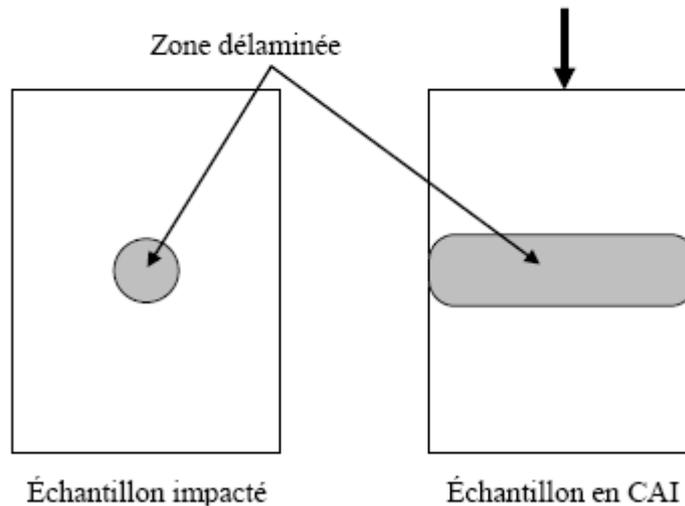
**Figure 2.11** - Aperçu de la diversité des phénomènes de flambement

#### II.4.1 Compression après impact d'un laminé

L'objectif des tests de compression après impact (CAI) est d'évaluer la tolérance au dommage du matériau. Dans un premier temps, l'analyse du test d'impact a permis de mettre en évidence l'endommagement du matériau suite à l'impact. Dans un deuxième temps le test de compression permet de connaître l'effet de l'impact sur les propriétés mécaniques en compression du matériau.

##### *Modes de rupture*

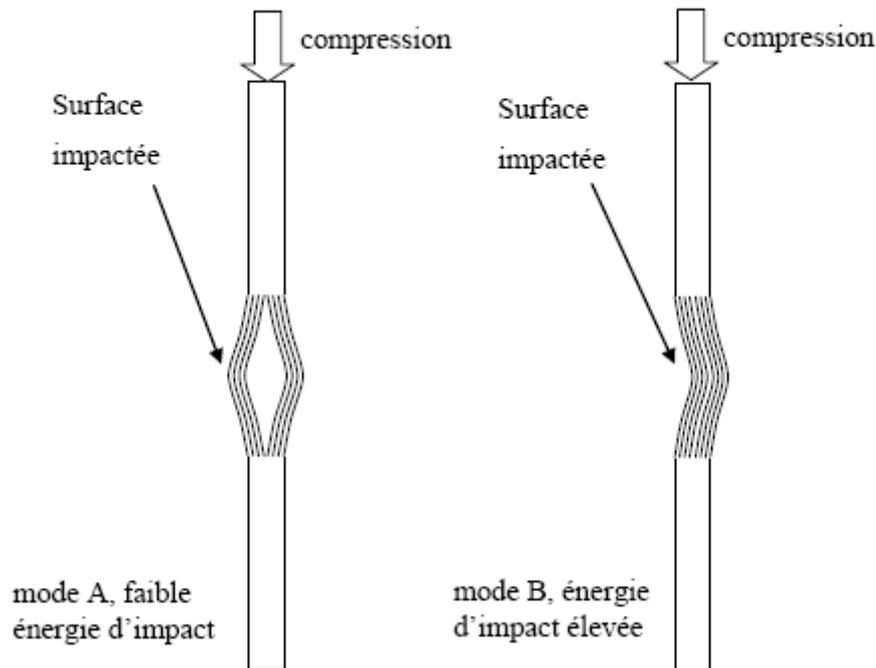
Au cours de la compression, les délaminations provoquées par l'impact se propagent perpendiculairement au chargement [9, 10, 11] (Figure 2.12). Cette augmentation des délaminations est provoquée par un micro-flambage des fibres de plis à  $0^\circ$  [12].



**Figure 2.12** - Schéma des zones délaminées après le test d'impact et après le test de compression après impact

La rupture finale des échantillons est généralement provoquée par un flambage local des plis qui est favorisé par l'endommagement du matériau [10, 11]. En effet, la contrainte ultime en compression diminue avec l'augmentation de l'aire des délaminations.

Deux modes de flambage local conduisant à la ruine de l'échantillon [13, 10]. Soit toutes les couches du laminé flambent localement du même côté, soit une partie des couches flambe d'un côté de la plaque et l'autre partie flambe de l'autre côté (Figure 2.13). D'après [10] le mode de flambage dépend de l'énergie d'impact. Pour une faible énergie d'impact, on observe un flambage du type A et pour une énergie plus élevée un flambage du type B. Les impacts d'énergie élevée provoquent une indentation résiduelle de l'échantillon et un désalignement des fibres ce qui induit un flambage des deux faces de l'échantillon dans la direction de l'impact (mode B).



**Figure 2.13** - Différents modes de rupture des échantillons lors d'un test de compression après impact, le matériau est vu dans son épaisseur

Généralement la différence de contrainte ultime entre un laminé impacté et un laminé sans dommage est assez importante. Par exemple, pour un laminé quasi isotropique de 16 plis et un impact de 5J, d'après [14] a trouvé une réduction de 30% de la contrainte ultime par rapport à un échantillon non impacté. De même pour des laminées de 16 plis impactés à 7J, il a trouvé des réductions pouvant aller jusqu'à 60% [12].

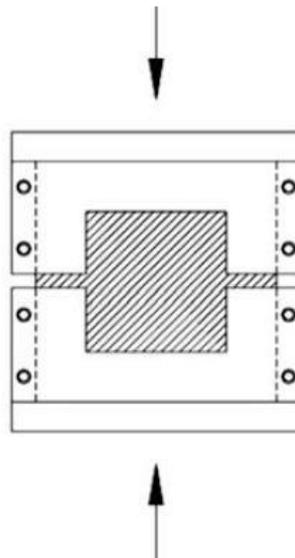
#### *Flambage des échantillons en compression*

Des matériaux fins soumis à une contrainte de compression présentent un risque de flambage global à des contraintes inférieures à la contrainte à la rupture. Les tests de compression après impact sont souvent équipés d'un système de fixation permettant de limiter ce flambage. Par exemple, pour la norme ASTM D7137 de compression après impact [15], des glissières permettent de retarder le flambage global de l'échantillon (Figure 2.14). Les normes recommandent aussi une épaisseur minimale du matériau afin d'éviter un flambage prématuré [12, 15], la norme ASTM D7137 recommande par exemple une épaisseur minimale de 4mm pour éviter le flambage.

Cependant les matériaux utilisés pour les structures aéronautiques peuvent être parfois très fins (moins de 2mm) [11] et les tests habituels ne permettent pas d'éviter le flambage à des contraintes inférieures à la contrainte à la rupture.

Pour des laminés plus fins que ceux recommandés par la norme, Sanchez-Saez [11] propose un système anti-flambage qui permet d'éviter un flambage global de l'échantillon (Figure 2.14). Le système anti flambage consiste à utiliser des mâchoires qui laissent une zone libre de l'échantillon plus réduite que le système de fixation classique (environ 2''x2''). En diminuant la zone libre de l'échantillon on augmente la force critique provoquant un flambage. Les auteurs de l'article montrent par une simulation en éléments finis que l'utilisation du système anti-flambage provoque une variation des contraintes faible de 2 à 4% par rapport au système de fixation classique.

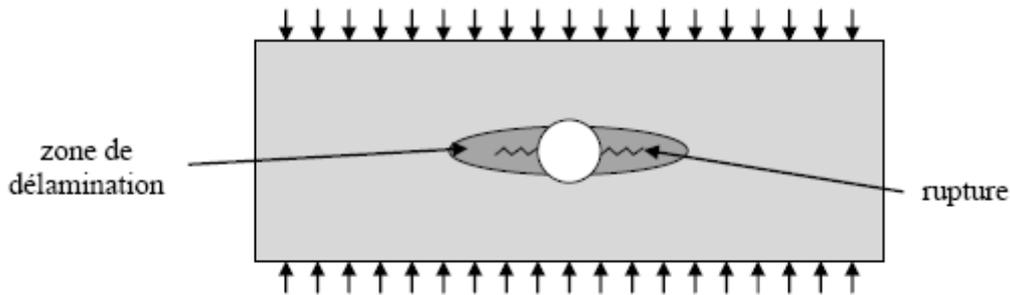
Une autre technique développée par Liu et al [26], consiste à équiper les échantillons fins de talons qui les recouvrent pratiquement sur toute leur longueur, à l'exception de la zone endommagée. Cependant de nombreux échantillons testés dans cette configuration rompent par crushing (rupture de l'éprouvette au niveau du système de fixation).



**Figure 2.14:** Système de fixation des échantillons permettant d'éviter un flambage global de l'échantillon [11]

### II.4.2 Compression d'un matériau composite percé d'un trou

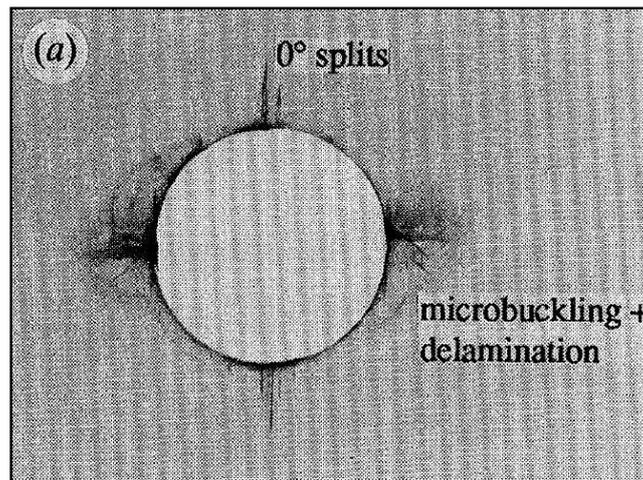
Le test de *open hole compression* consiste à mettre en compression une éprouvette percée d'un trou. Il est décrit dans la norme ASTM D6484 [16].



**Figure 2.15-** Schéma du mode de la rupture d'un composite percé d'un trou en compression

Comme nous avons pu le voir précédemment, les matériaux composites sont susceptibles de subir des dommages lors de leur utilisation. Le test de *open hole* compression a été développé pour reproduire un dommage dans le matériau à l'aide d'un trou, il peut aussi être utilisé pour simuler l'effets des trous percés pour effectuer un rivetage [17]. La présence d'un trou permet de créer des concentrations de contraintes autour du trou; ces concentrations de contraintes initient la rupture du matériau au niveau du bord du trou et de limitent ainsi les effets de bord indésirables tels que le *crushing*. Le test D6484 a été adopté par l'ASTM en 2000 à partir d'un test développé par Boeing. Le test de compression *open hole* a tendance à être préféré au test de compression après impact car le trou a des effets similaires au dommage provoqué par l'impact et il présente l'avantage d'être moins couteux et plus facile à mettre en œuvre que la compression après impact [18].

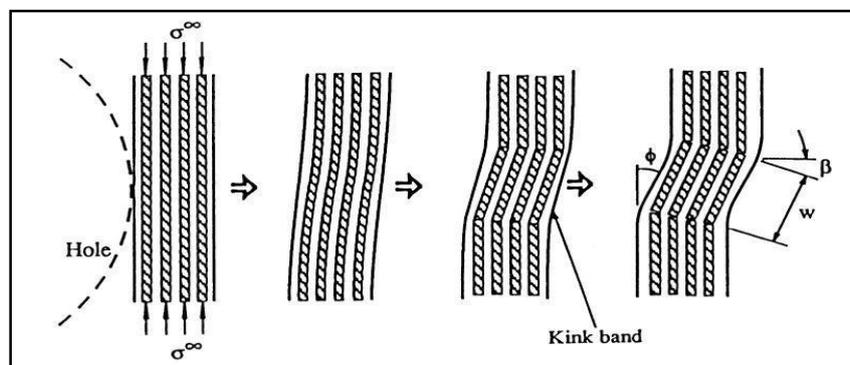
Soutis a mené une étude pour déterminer le mécanisme de la rupture en compression des composites percés d'un trou [19]. Pour cela il a effectué des radiographies aux rayons X et des observations au microscope électronique d'éprouvettes endommagées à différents stades de la compression. Les résultats montrent qu'à environ 75% de la charge ultime, des fissures longitudinales apparaissent dans les plis à 0° en haut et en bas des trous, cependant ces fissures ne provoquent pas de fragilisation significative du matériau (Figure 2.16). Entre 75% et 80% du chargement ultime du micro-flambage apparaît dans les plis à 0° à gauche et à droite des trous, il est accompagné de fissuration de la matrice et de délaminations.



**Figure 2.16** - Observation de l'endommagement d'un trou sur une éprouvette en compression à l'aide d'une radiographie aux rayons X [19]

D'après [20], le micro-flambage est le dommage à l'origine de la rupture complète du matériau. Dans le cas d'un trou sous compression, le micro-flambage naît sur les bords du trou et se propage 2 à 3mm avant la ruine complète du matériau. Le micro-flambage provoque une rotation des fibres, il se propage selon un angle  $\beta$ , sur une longueur de fibres  $w$ , avec une inclinaison  $\phi$  (Figure 2.17). Pour un laminié unidirectionnel T800/924C, Soutis trouve  $\beta = 15^\circ$  et  $w = 50-60\mu\text{m}$  [11].

Les observations [20] au niveau du trou montrent que lorsque l'interface entre les plis est renforcée, le micro-flambage s'accompagne de délaminations au niveau des plis à  $0^\circ$  qui se propagent jusqu'à atteindre un seuil critique qui provoque la rupture finale de l'éprouvette. En revanche, lorsque la résistance de l'interface est plus faible la rupture se produit de manière brutale sans que des dommages ne soient observables au niveau du trou, avant la rupture.



**Figure 2.17**- Schéma du micro-flambage des fibres [12]

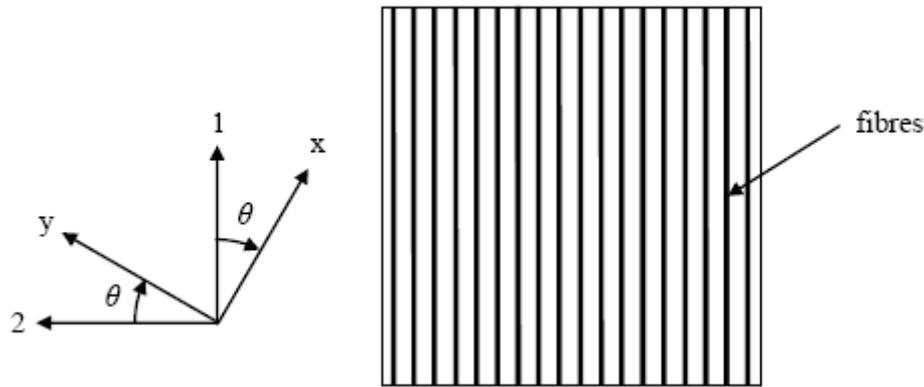
### II.4.2 Effet des défauts provoqués par le procédé de placement de fibres sur le comportement d'un laminé

Minguet [21] ont effectué des tests de compression sur des éprouvettes en laminé carbone/epoxy. Les défauts ont été fabriqués en décalant une bande de préimprégné de la moitié de sa largeur de manière à créer à la fois un gap et un overlap de même largeur, ces défauts sont placés dans les plis à  $90^\circ$ , les auteurs ont fait varier la longueur des défauts. Les résultats montrent une réduction de la résistance en compression liée à la présence de défauts mais la dimension des défauts n'influe pas significativement sur la diminution de résistance du matériau. La réduction de la contrainte ultime est provoquée par le fait que les fibres à  $0^\circ$  ne se situent plus toutes dans le même plan à cause des gaps et des overlaps présents dans les plis à  $90^\circ$  (« *fiber waviness* »). Ces discontinuités dans les plis qui supportent la majorité de la charge initient la rupture en compression du matériau.

Ces ondulations dans les plis à  $0^\circ$  sont aussi identifiées par Croft [22], elles sont à l'origine des variations relativement importantes de la résistance en compression du matériau. À l'inverse les défauts liés au placement de fibres provoquent peu de variations de la contrainte ultime dans les laminés unidirectionnels car la géométrie des plis porteurs de la charge n'est pas affectée.

### II.4.4 Calcul analytique des propriétés d'un laminé

Les propriétés d'un laminé peuvent être calculées de manière analytique à partir des propriétés du pli. Dans cette partie nous développons les équations classiques de comportement d'un matériau composite. Ces équations seront reprises dans la partie 3 du mémoire pour prendre en compte l'effet des défauts de type gap ou overlap sur le comportement d'un matériau composite. Les équations développées dans cette partie sont issues de [23, 24].



**Figure 2.18** - Directions principales dans un laminate

Les directions principales sont celles présentées sur la figure (2.18). La direction 1 est celle des fibres et la direction 2 est perpendiculaire aux fibres. Les directions x et y sont tournées d'un angle  $\theta$  par rapport aux directions (1) et (2). La loi de comportement du matériau s'exprime de la manière suivante :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = [Q] \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix}$$

Où [Q] est la matrice de rigidité.  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  et  $\tau_{12}$  sont les contraintes respectivement dans les directions 1 et 2 et en cisaillement.  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$ , et  $\gamma_{12}$  sont les déformations dans les directions (1) et (2) et en cisaillement. La matrice [Q] s'exprime de la manière suivante :

$$[Q] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix}^{-1} \quad \dots(2.19)$$

Où  $E_1$  et  $E_2$  sont les modules d'Young dans les directions (1) et (2),  $\nu_{12}$  est le coefficient de poisson dans le direction 1 et  $G_{12}$  est le module de cisaillement. Pour passer du repère (1,2) au repère (x,y) on utilise la matrice [T] suivante :

$$[T] = \begin{bmatrix} \cos^2(\theta) & \sin^2(\theta) & -2 \sin(\theta) \cos(\theta) \\ \sin^2(\theta) & \cos^2(\theta) & 2 \sin(\theta) \cos(\theta) \\ \sin(\theta) \cos(\theta) & -\sin(\theta) \cos(\theta) & \cos^2(\theta) - \sin^2(\theta) \end{bmatrix} \quad \dots(2.20)$$

Les contraintes dans le repère (x,y) s'expriment alors :

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = [T] \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad \dots(2.21)$$

On en déduit la matrice de rigidité [Q] dans le repère (x,y) :

$$[Q] = [T][Q][T]^{-1} \quad \dots (2.22)$$

*Calcul des matrices A, B et D*

Pour un laminé, le calcul du comportement se fonde sur les hypothèses suivantes [24] :

- l'épaisseur du matériau est faible par rapport à sa largeur et sa longueur
- le lien entre les plis est parfait
- la distribution des déformations à travers l'épaisseur est linéaire
- tous les plis sont macroscopiquement homogènes et se comportent de manière linéaire.

Les déformations selon les directions (x,y),  $\epsilon_x$ ,  $\epsilon_y$  et  $\gamma_{xy}$ , dans le plan du stratifié à la hauteur z par rapport au plan médian du stratifié (Figure 2.18) peuvent donc s'écrire de la manière suivante :

$$\begin{bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \epsilon_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \epsilon_x^0 \\ \epsilon_y^0 \\ \epsilon_{xy}^0 \end{bmatrix} + z \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \quad \dots(2.23)$$

Où  $\epsilon_x$ ,  $\epsilon_y$  et  $\epsilon_{xy}$  sont les déformations du plan médian,  $k_x$  et  $k_y$  sont les courbures de flexion du stratifié et  $k_{xy}$  est la courbure de torsion du matériau.

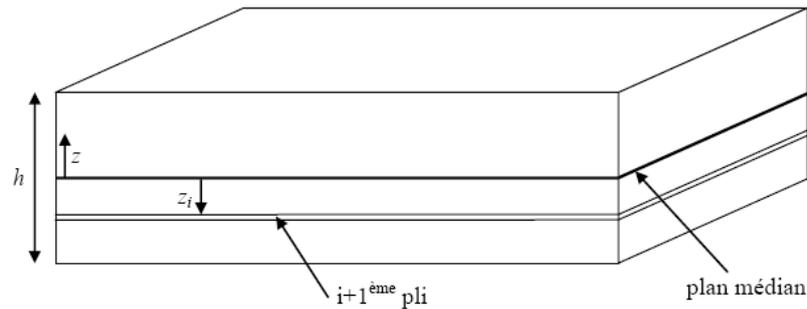


Figure 2.19- Schéma du plan médian d'un laminé

On définit les contraintes résultantes dans le repère (x,y), pour un matériau d'épaisseur h :

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \int_{-h/2}^{h/2} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} dz \quad \dots(2.24)$$

ainsi que le moment résultant :

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \int_{-h/2}^{h/2} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} z dz \quad \dots(2.25)$$

Que l'on peut relier aux déformations et aux courbures du matériau par les matrices 3x3 [A], [B] et [D] :

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} [A] & [B] \\ [B] & [D] \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \\ K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \quad \dots(2.26)$$

Les matrices [A], [B] et [D] se calculent à partir de la rigidité  $[\hat{Q}_l]$  de chacun des plis i, dans le repère (x, y) avec  $z_i$  la distance du pli  $i+1$  au plan médian du matériau (voir Figure 2.19) et N le nombre de plis :

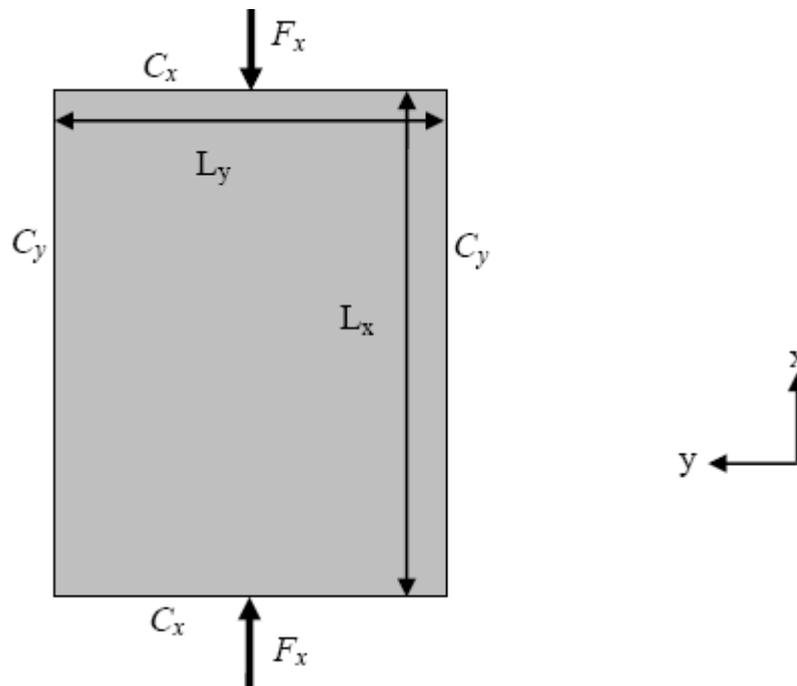
$$[A] = \sum_{i=1}^n [\bar{Q}_i] (z_i - z_{i-1}) \quad \dots(2.27)$$

$$[B] = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N [\bar{Q}_i] (z_i^2 - z_{i-1}^2) \quad \dots(2.28)$$

$$[d] = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N [\bar{Q}_i] (z_i^3 - z_{i-1}^3) \quad \dots(2.29)$$

Il est à noter que pour un laminé symétrique  $[B] = 0$ .

*Calcul de la force de flambage*



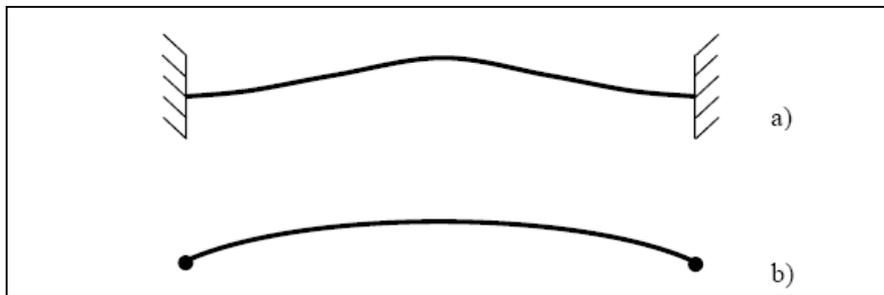
**Figure 2.20-** Schéma d'une éprouvette en compression

Un matériau en compression est sujet au flambage. Ce problème nous intéresse particulièrement si l'on veut déterminer la mode de rupture d'un laminé fin mis en compression comme cela est le cas lors du test de compression après impact. Ce calcul est détaillé dans Mechanics of composite structures [23]. Si l'on considère la compression d'une plaque de dimensions  $L_x \times L_y$  soumise à une force  $F_x$  (Figure 2.20) il faut tout d'abord calculer la valeur propre du mode de flambage  $\lambda_{cr}$ :

$$\lambda_{cr} = \frac{D_{11} \frac{\alpha_1^4}{L_y^4} + D_{22} \frac{\alpha_3^4}{L_y^4} + 2(D_{11} + 2D_{66}) \frac{\alpha_4 \alpha_5}{L_x^2 L_y^2}}{N_x \frac{\alpha_4}{L_x^2} + N_y \frac{\alpha_5}{L_y^2}} \quad \dots(2.30)$$

Où  $D_{11}$ ,  $D_{22}$  et  $D_{66}$  sont les coefficients diagonaux de  $[D]$ ,  $N_x$  et  $N_y$  sont les forces de compression, par unité de longueur appliquées sur les parois du laminé. Les  $\alpha_i$  sont des coefficients donnés qui dépendent des conditions limites appliquées sur les côtés de la plaque. Dans le cas d'un chargement en compression simple appliqué selon l'axe  $x$ , une contrainte nulle ( $N_y = 0$ ) est appliquée sur les parois latérales dans la direction  $y$ . On en déduit la force critique de flambage :

$$F_{cr} = N_x \lambda_{cr} L_y = \left( D_{11} \alpha_1^4 + D_{22} \alpha_3^4 \left( \frac{L_x}{L_y} \right)^4 + 2(D_{11} + 2D_{66}) \alpha_4 \alpha_5 \left( \frac{L_x}{L_y} \right)^2 \right) \frac{L_y}{\alpha_4 L_x^2} \quad (2.31)$$



**Figure 2.21** - Schéma du flambage d'une tige selon les conditions limites, a) faces latérales encastées, b) faces latérales libres de rotation

Les coefficients  $\alpha_i$  dépendent des conditions limites de la plaque en compression, le flambage ne se produit pas aux mêmes contraintes et la déformée produite par le flambage varie selon les conditions limites (Figure 2.21). Les valeurs des  $\alpha_i$  sont récapitulées dans les tableaux (2.1) et (2.2).

	Faces libres	Face encastées	Faces maintenues mais libre de pivoter
$\alpha_1$	0	$1.5 \pi$	$\pi$
$\alpha_4$	0	$1.5 \pi (1.5 \pi - 2)$	$\pi^2$

**Tableau 2.1** - Valeurs des coefficients  $\alpha_1$  et  $\alpha_4$  en fonction des conditions limites sur les faces  $C_x$

	Faces libres	Face encastées	Faces maintenues mais libre de pivoter
$\alpha_3$	0	$1.5 \pi$	$\pi$
$\alpha_5$	0	$1.5 \pi (1.5 \pi - 2)$	$\pi^2$

**Tableau 2.2** - Valeurs des coefficients  $\alpha_3$  et  $\alpha_5$  en fonction des conditions limites sur les faces  $C_y$

Le calcul de la force de flambage nous sera utile par la suite pour déterminer le mode de rupture du matériau après les tests de compression après impact.

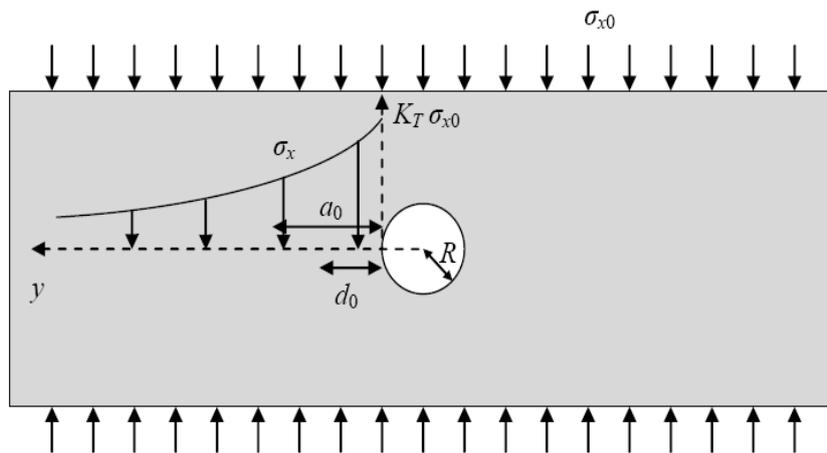
*Rupture d'un laminé en compression open hole*

La présence d'un trou sur une éprouvette en compression provoque des concentrations de contraintes qui vont accélérer la rupture du matériau à proximité du trou. La rupture se produit généralement sur le côté du trou. Whitney et Nuismer [25] ont développé deux critères de rupture permettant de déterminer la contrainte à la rupture.

La contrainte au bord d'un trou de rayon R suit l'équation suivante :

$$\sigma_x(0, y) = \frac{\sigma_{x0}}{2} \left\{ 2 + \left(\frac{R}{y}\right)^2 + 3 \left(\frac{R}{y}\right)^4 - (K_T - 3) \left[ 5 \left(\frac{R}{y}\right)^6 - 7 \left(\frac{R}{y}\right)^8 \right] \right\} \quad \dots (2.32)$$

Où y est la distance au centre du trou,  $K_T$  le facteur de concentration de contrainte au bord du trou et  $\sigma_{x0}$  la contrainte à l'infini dans la direction x lorsque l'on s'éloigne du trou (voir Figure 2.22).



**Figure 2.22-** Concentration de contraintes autour d'un trou sur une plaque en compression

Le facteur de concentration de contrainte  $K_T$  est calculé grâce à la matrice [A], il prend la forme suivante :

$$K_T = 1 + \sqrt{\frac{2}{A_{11}} \left( \sqrt{A_{11}A_{22}} - A_{12} + \frac{A_{11}A_{22} - A_{12}^2}{2A_{66}} \right)} \quad (2.33)$$

*Point stress criterion*

Ce critère suppose que la rupture se produit lorsque le critère de rupture classique (par exemple Azzi-Tsaï-Hill) est atteint à la distance  $d_0$  du bord du trou (Figure 2.22) , cette

distance étant déterminée expérimentalement. La formule suivante, tirée de l'équation (1.22) donne donc la contrainte à la rupture :

$$\frac{1}{a_0} \int_R^{R+a_0} \sigma_x(0, Y) dy = \sigma_{xu} \quad \dots(2.34)$$

La distance  $a_0$  se détermine de manière expérimentale.

### II.5. Conclusion

La connaissance des mécanismes d'endommagement des composites, nous aide à prédire leur rupture lorsqu'ils sont sollicités à des chargements, ils nous permettent de prédire l'endommagement et la rupture, ce qui est à éviter pour assurer la sainteté du composite ainsi que sa résistance dans la structure où il est intégré.

# CHAPITRE III : Etude expérimental

### III.1 INTRODUCTION

Notre étude expérimentale consiste à caractériser le comportement des composites hybrides de type FMLs à différentes configurations sous compression uni axiale et de comparer leurs propriétés mécaniques dans le but de mettre en exergue l'influence de la position et la taille du défaut sur les performances mécaniques.

L'étude du comportement mécanique du composite étudié à été effectuée par approche expérimentale au niveau du laboratoire du département de génie mécanique – UMMTO

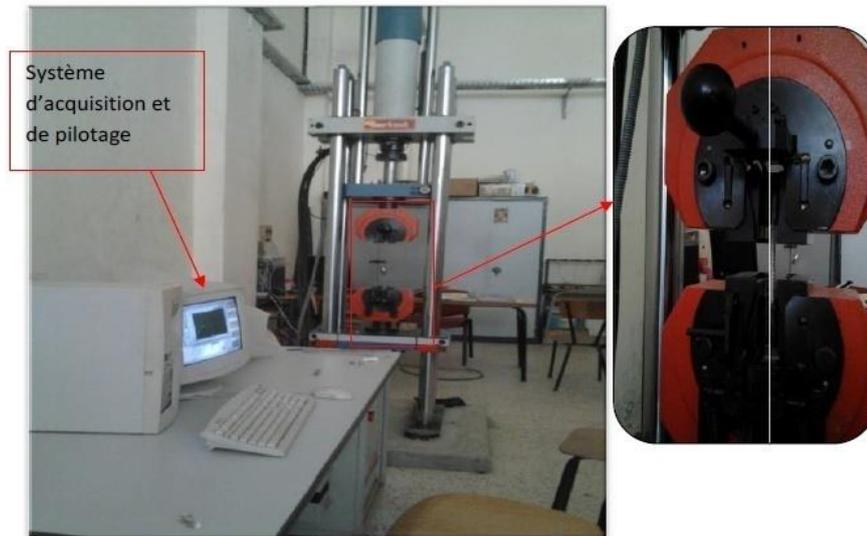
### III.2 PROTOCOLE EXPERIMENTAL

#### III.2.1 Appareillage

La machine IBERTEST est destinée à caractériser le comportement et par conséquent, en déduire les propriétés des matériaux en traction, compression, flexion et torsion. Ce modèle comprend :

- un bâti d'essais pouvant mettre en œuvre une cellule de force maximale de 200 KN
- une chaîne d'acquisition automatique permettant d'enregistrer le résultat de chaque essai, c'est-à-dire la charge ou force en fonction de l'allongement, ainsi qu'en fonction du temps

La partie sensible de l'ensemble est constituée par le capteur de force appelé cellule qui mesure la force appliquée au spécimen. Cette force est appliquée sur les têtes de spécimens par l'intermédiaire de mâchoires auto serrantes, de manière à assurer une répartition homogène des contraintes dans la partie utile de spécimen. La charge est appliquée progressivement à la vitesse de chargement contrôlée et ce, jusqu'à la rupture



**Figure 3.1** - Machine de traction/ Compression IBERTEST

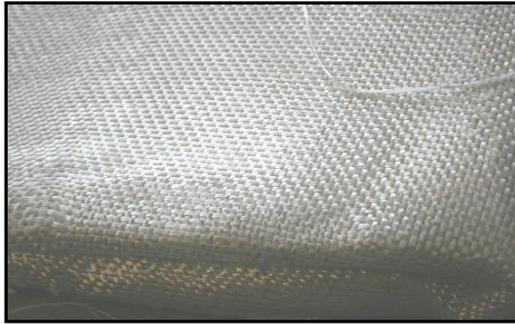
On a noté pour chaque essai de traction :

- Le numéro de chaque cellule, qui nous permet d'établir l'échelle des ordonnées de la courbe  $F=f(t)$ ,
- La vitesse de la traction ( $V$  en mm/min),
- Force maximale ( $F$  en kN),
- Résistance maximales de chaque éprouvette ( $\sigma$  en MPa),
- Allongement de chaque éprouvette ( $\epsilon$  en mm),
- Le module de Young.

### III.2.2 Matériaux utilisés

#### A. Fibre de verre

La fibre de verre est intéressante à plus d'un titre. Ainsi elle permet des réductions de poids en améliorant les performances, pour un prix compétitif : on peut en faire une fabrication en séries. Elle permet par exemple un allègement des structures d'environ 30% par rapport à l'acier.



**Figure 3.2** – Tissu en fibres de verre

### B. Résine époxy

Elles présentent une bonne compatibilité avec les fibres telles que le carbone et le verre, et d'excellentes propriétés mécaniques. Un bon comportement chimique et en fatigue ainsi qu'une bonne tenue en température. Ce qui font des époxydes les résines de choix pour les applications à haute performance. Leurs domaines d'application est l'aéronautique, l'automobile, équipement de sport...etc.

#### III.2.3 Elaboration du matériau

On a utilisé la technique de moulage par compression pour la réalisation du matériau composite, Pour les éprouvettes en traction on a d'abord découpé quatre couches de fibre de verre de dimensions (300\*280mm), puis dans une enceinte on a mélangé la résine époxy avec une petite dose de durcisseur pour accéléré la polymérisation de cette dernière, ensuite sur une feuille de cellophane (facile à démouler) on drapait les couches découpées c'est-à-dire on les tamponne une après l'autre avec un pinceau mouillé avec de la résine pour permettre un bon collage. Le tout est pressé dans le moule à l'aide d'un cric.

Pour la réalisation des plaques trouées on a utilisé le même procédé de fabrication, juste qu'on a ajouté deux plaques d'aluminium aux quelles on a fait le ponçage avec du papier abrasif pour enlever les impuretés pour bien coller les couches de fibres entre ces deux plaques.

Une fois les plaques ont été réalisées on les a découpé en petite plaque de dimension (150\*100mm) puis on a fait le perçage des trous avec une fraiseuse au hall de technologie.

#### III.2.4 Le moule utilisé

Le moule est constitué

- D'un cube réalisé avec du fer plein de diamètre 10mm

- Deux plaques en bois fixés, une sur la base du cube et l'autre fixé sur la face du haut
- une plaque en bois mobile à l'intérieur de la presse
- Crique hydraulique



**Figure 3.3** - Moule utilisé pour la réalisation des éprouvettes

Les éprouvettes utilisées pour l'essai de traction sont de forme rectangulaire. Elles ont été découpées dans des plaques de  $250 \times 30 \text{ mm}^2$ , pour les éprouvettes en compression on a utilisés de plaques de dimension  $150 \times 100 \text{ mm}^2$  trouée à 25%, 50% et 75% du bord de la plaque, les trous ont été effectués à l'aide d'une fraiseuse afin d'avoir une forme ronde du fond de fissure. Les diamètres des trous sont de 8, 12 et 18mm.



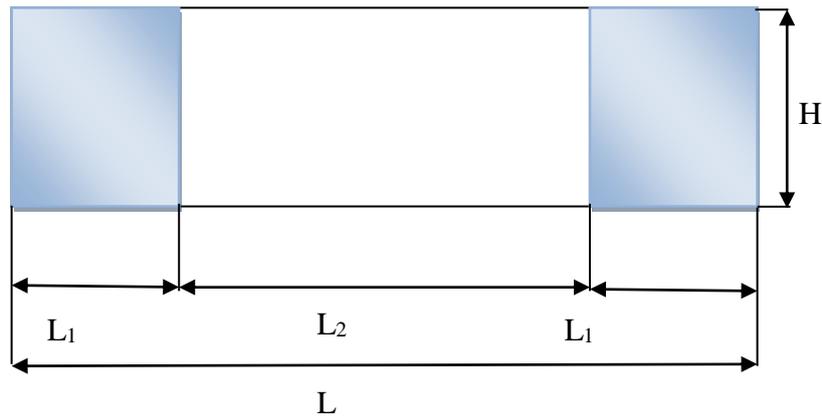
**Figure 3.4** Forme de l'éprouvette utilisée pour l'essai de traction

### III.3 ESSAIS DE TRACTION

Les éprouvettes sont soumises à une force de traction 'F' exercée à une vitesse constante 2mm/min (vitesse de la traverse), dans le sens de la longueur, jusqu'à la rupture des éprouvettes (cas généralement observé).

Les dimensions de l'éprouvette saine

- L : Longueur totale (250mm)
- L1 : Longueur des talons (50 mm)
- H : largeur de l'éprouvette (30mm)
- L2 : Distance entre talons
- B : épaisseur (1.9mm)



*Figure 3.5 Géométrie de l'éprouvette pour l'essai de traction*

### III.4 RESULTATS EXPERIMENTAUX DE L'ESSAI DE TRACTION

#### III.4.1 Comportement des éprouvettes en traction

Les résultats de mesure des contraintes en fonction des déformations pour l'ensemble des éprouvettes (longitudinal, transversal et à  $45^\circ$ ) sont représentés respectivement sur les figures (3.5), (3.6) et (3.7)

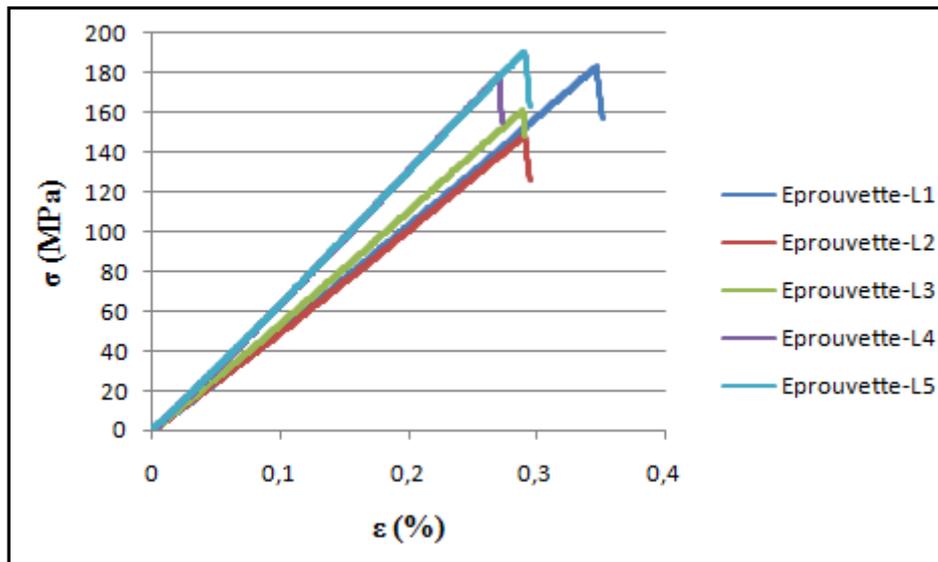


Figure 3.5 Résistance à la traction longitudinale des éprouvettes  $[0^\circ,90^\circ]_{2S}$ .

paramètres	E(MPA)	$\sigma_{max}$ (MPA)	$\epsilon\%$
1	52642.7	182.9	3.51
2	52452.4	148.4	2.94
3	57444.0	161.1	2.90
4	67913.4	178.165	2.73
5	67497.8	190.2	2.94
Moyenne	59590.06	172.153	3,004
Ecart type	$\pm 2617,35$	$\pm 10,45$	$\pm 0,195$

Tableau 3.1 Caractéristiques mécaniques des éprouvettes sollicitées suivant la direction longitudinale (chaîne)

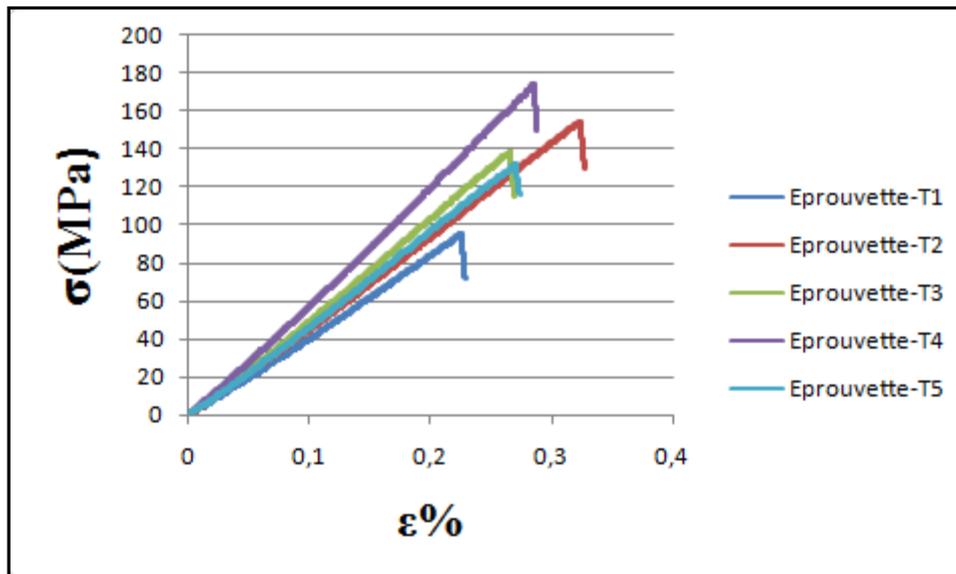


Figure 3.6 Résistance à la traction transversale des éprouvettes  $[0^\circ,90^\circ]_{2s}$ .

paramètres	E(MPA)	$\sigma_{max}$ (MPa)	$\epsilon_r$ (%)
1	43660.9	94.80	2.28
2	48404.3	154.6	3.27
3	53631.9	137.9	2.69
4	61921.3	137.1	2.87
5	48653.9	131.9	2.73
Moyenne	51254,46	131,26	2,768
Ecart type	$\pm 1306,9$	$\pm 14,95$	$\pm 0,2475$

Tableau 3.2 Caractéristiques mécaniques des éprouvettes sollicitées suivant la direction transversale (trame)

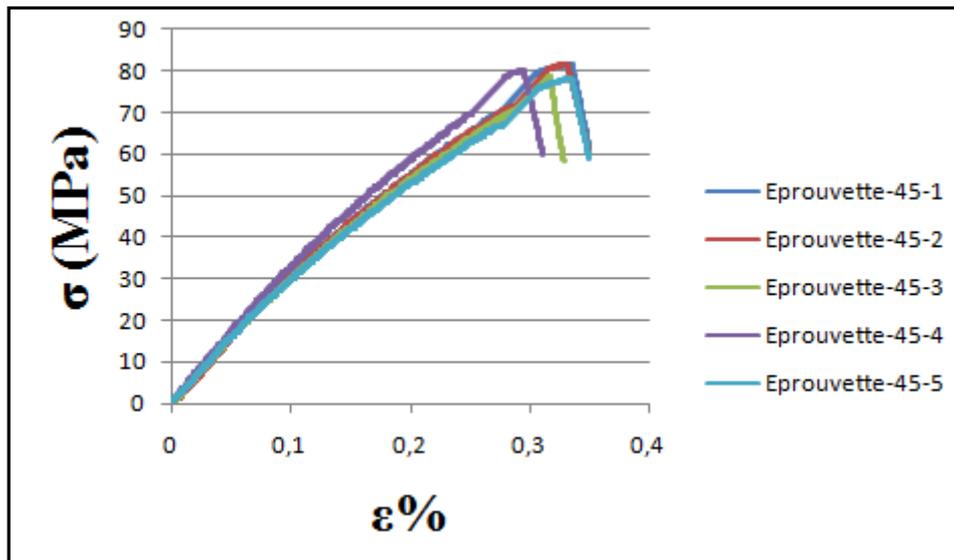


Figure 3.7 Résistance à la traction des éprouvettes  $[-45^{\circ}, +45^{\circ}]_{2S}$ .

paramètres	E(MPA)	$\sigma_{max}$ (MPa)	$\epsilon\%$
1	28761.8	81.60	3.50
2	28775.6	81.7	3.49
3	27308.4	78.6	3.29
4	30202.5	80.1	3.11
5	28443.1	78.3	3.50
<b>Moyenne</b>	28698,28	80.06	3.37
<b>Ecart type</b>	$\pm 723,525$	$\pm 0.85$	$\pm 0.09$

Tableau 3.3 Caractéristiques mécaniques des éprouvettes sollicitées suivant la direction longitudinale (fibres orientées à  $45^{\circ}$ )

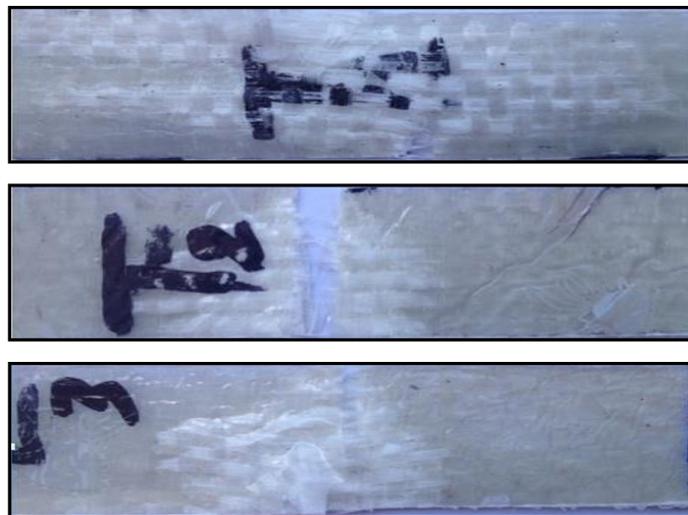
Les figures (3.5 et 3.6) montrent des résultats expérimentaux pour les échantillons sollicités en traction (suivant la direction longitudinale (chaîne) et transverse (trame)). Les deux lois de comportement sont presque similaires. Dans la première région de la courbe, le comportement est purement élastique et le composite ne présente aucun signe d'endommagement qui influence la rigidité. Le premier endommagement correspond à une fissuration de la matrice à un niveau de contrainte proche de la contrainte de rupture  $\sigma_r$ . La matrice se fissure et la

charge alors est subie par la matrice, puis transférée sur la fibre. Lorsque la fissuration de la matrice est saturée, la charge appliquée au composite est entièrement supportée par les fibres. La rupture du composite intervient lorsque la charge supportée par les fibres atteint la contrainte à rupture des fibres  $\sigma_{rf}$ . Cependant, la rupture de toutes les fibres se produit instantanément, dans un domaine de contrainte plus ou moins étendu. Ce phénomène résulte de la nature fragile des fibres dont les contraintes à rupture individuelles sont distribuées. La rupture des fibres peut se produire aux endroits des fissures matricielles.

La figure (3.7) montre des résultats expérimentaux du comportement en cisaillement pour les échantillons sollicités en traction (fibres orientées à  $45^\circ$ ). Lors de la phase du début de chargement, le comportement est non-élastique, les déformations se localisent dans cette zone où apparaissent les microfissures et dans laquelle se développera l'endommagement jusqu'au post-endommagement puis le phénomène de « kink » apparaît avant la contrainte maximale puis la rupture brusque est observée.

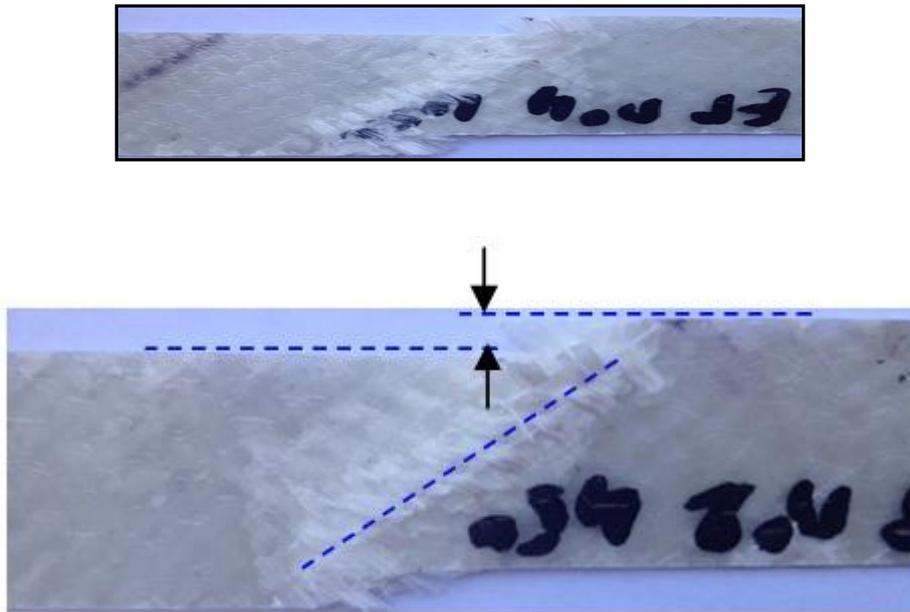
#### III.4.2 Vues macroscopiques des éprouvettes fissurées

Les figures (3.8) et (3.9) représentent les vues macroscopiques des spécimens fissurés  $[0^\circ, 90^\circ]_{2s}$  et  $[-45^\circ, +45^\circ]_{2s}$ .



*Figure 3.8* Forme de rupture des éprouvettes  $[0/90]_{2s}$ .





*Figure 3.9* Forme de rupture des éprouvettes  $[45/-45]_{2s}$ .

L'observation des faciès de rupture des différents type d'éprouvettes permet de distinguer clairement des mécanismes de dégradations dans chaque des cas :

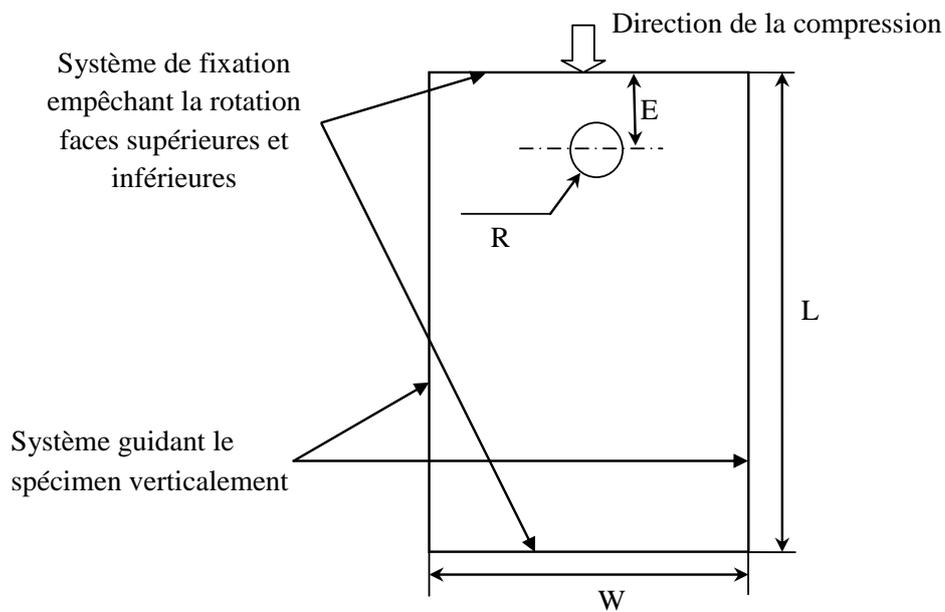
- Pour les éprouvettes de la figure (3.8), la rupture est perpendiculaire à l'axe de traction et franche ; elle correspond essentiellement à la rupture des fibres orientées à  $0^\circ$ ,
- Dans le cas des éprouvettes de la figure (3.9), ce sont en revanche des phénomènes de décohésion fibres-matrice, induisant notamment des déchaussements de fibres qui amènent à la rupture ; les vues tomographiques axiales confirment le développement du macro-défaut à environ  $45^\circ$  par rapport au chargement.

### III.5 ESSAIS DE COMPRESSION

Ces tests ont été réalisés grâce à une machine de compression IBERTEST de capacité 200KN. Les essais de compression ont été effectués suivant la norme ASTM D7137, les éprouvettes ont été trouées à différente distance du bord de la plaque. Le support (Figure 3.10) permet de maintenir la plaque par ses quatre côtés, les faces latérales sont maintenues mais l'échantillon est libre de pouvoir pivoter. Au sommet et à sa base, la plaque est maintenue par un système de fixation qui empêche sa rotation. Le composite est soumis à une compression et on mesure la force et le déplacement. Nous avons effectué nos tests à une vitesse de chargement de 1mm/min.



**Figure 3.10** Support permettant de réaliser les tests de compression



**Figure 3.11** Schéma d'un échantillon impacté en compression

Les dimensions des plaques trouées sont :

- L : Longueur de la plaque (150mm),
- W: largeur de la plaque (100mm),
- B : épaisseur de la plaque (1.9mm),
- D : diamètre du trou,
- E : distance entre le bord et le trou de la plaque.

*Variantes considérées et position du défaut*

A cet effet, en plus de la caractérisation expérimentale des éprouvettes de références, trois configurations ont été considérées, pour chaque série, deux (02) spécimens ont été testés pour chacune des variantes. Les variantes considérées sont présentées dans le tableau (3.4). Tous les éprouvettes hybrides ont été testées sous compression uni axiale avec la machine d'essai type IBERTEST, équipée d'une chaîne d'acquisition et de contrôle numérique.

<b>Variante</b>	<b>Diamètre du trou (D)</b>	<b>Situation du trou (E)</b>	<b>Nominations</b>
<b>Type A</b>	D = 8 mm	E = 37.5 mm	E25D8
	D = 8 mm	E = 75.0 mm	E50D8
	D = 8 mm	E = 112.5 mm	E75D8
<b>Type B</b>	D = 12 mm	E = 37.5 mm	E25D12
	D = 12 mm	E = 75.0 mm	E50D12
	D = 12 mm	E = 112.5 mm	E75D12
<b>Type C</b>	D = 18 mm	E = 37.5 mm	E25D18
	D = 18 mm	E = 75.0 mm	E50D18
	D = 18 mm	E = 112.5 mm	E75D18

**Tableau 3.4.** Variantes considérées

### III.6 RESULTATS DES ESSAIS DE COMPRESSION

#### III.6.1 Comportement des éprouvettes FML<sub>S</sub> en compression (E<sub>dist</sub>D8)

Les résultats de mesure des contraintes en fonction des déformations pour l'ensemble des éprouvettes (E25D8, E50D8 et E75D8) sont représentés respectivement sur les figures (3.12), (3.13) et (3.14)

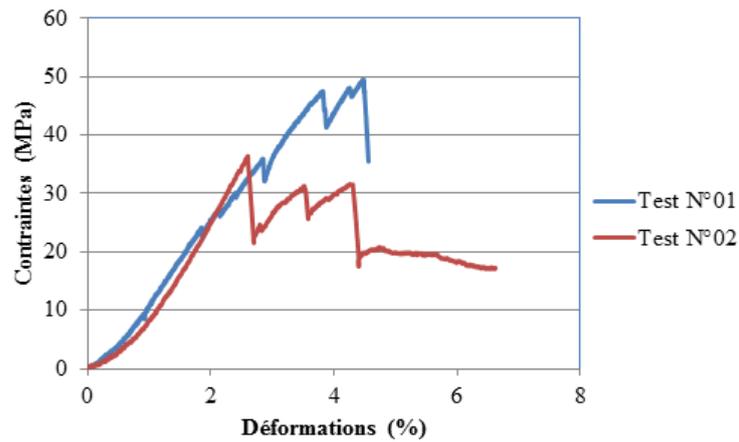


Figure 3.12 Résistance à la compression de l'éprouvette E25D8

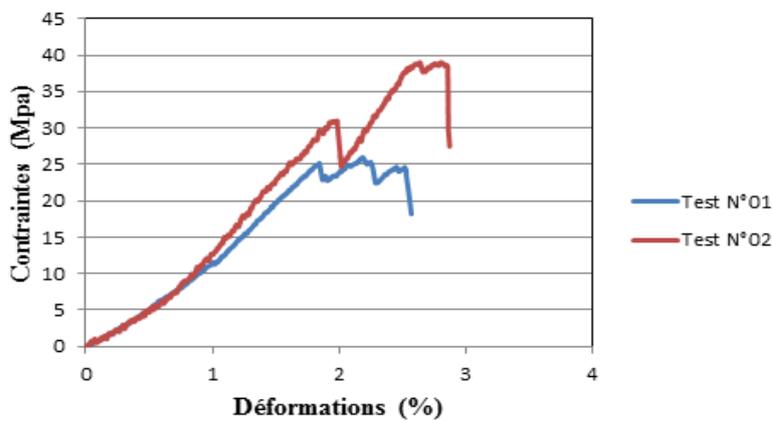


Figure 3.13 Résistance à la compression de l'éprouvette E50D8

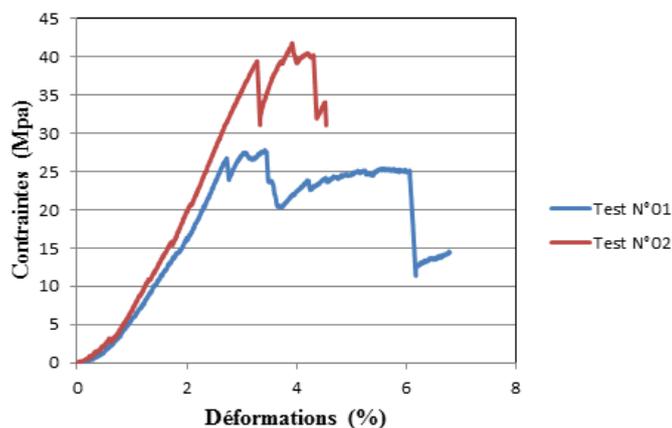
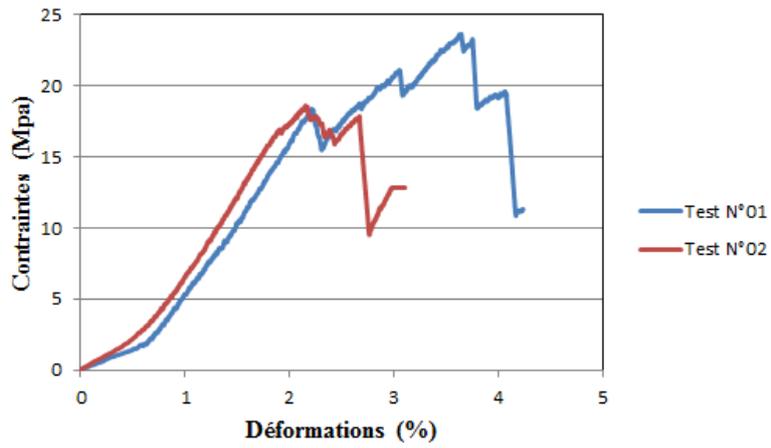


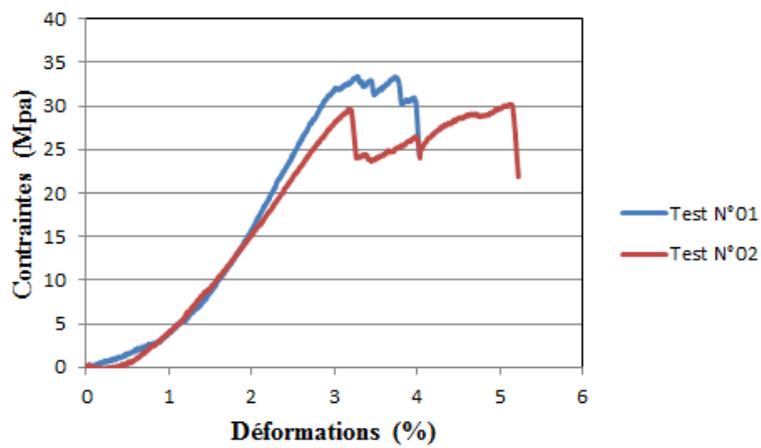
Figure 3.14 Résistance à la compression de l'éprouvette E75D8

### III.6.2 Comportement des éprouvettes FML<sub>s</sub> en compression (E<sub>dist</sub>D12)

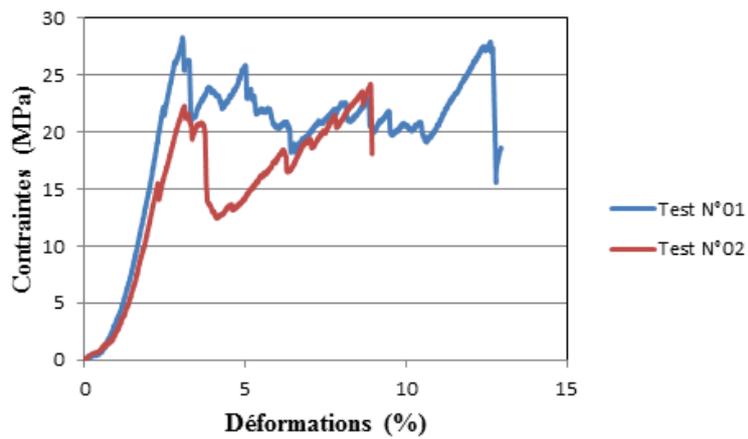
Les résultats de mesure des contraintes en fonction des déformations pour l'ensemble des éprouvettes (E25D12, E50D12 et E75D12) sont représentés respectivement sur les figures (3.15.), (3.16) et (3.17)



**Figure 3.15** Résistance à la compression de l'éprouvette E25D12



**Figure 3.16** Résistance à la compression de l'éprouvette E50D12



**Figure 3.17** Résistance à la compression de l'éprouvette E75D12

III.6.3 Comportement des éprouvettes FML<sub>5</sub> en compression ( $E_{dist}D18$ )

Les résultats de mesure des contraintes en fonction des déformations pour l'ensemble des éprouvettes (E25D18, E50D18 et E75D18) sont représentés respectivement sur les figures (3.18), (3.19) et (3.20)

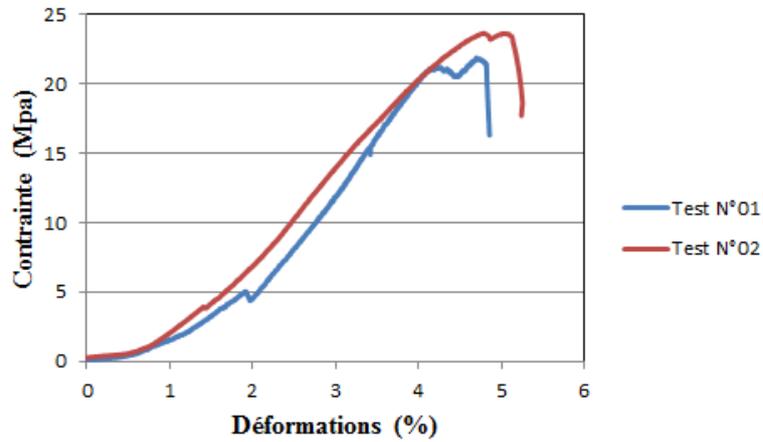


Figure 3.18 Résistance à la compression de l'éprouvette E25D18

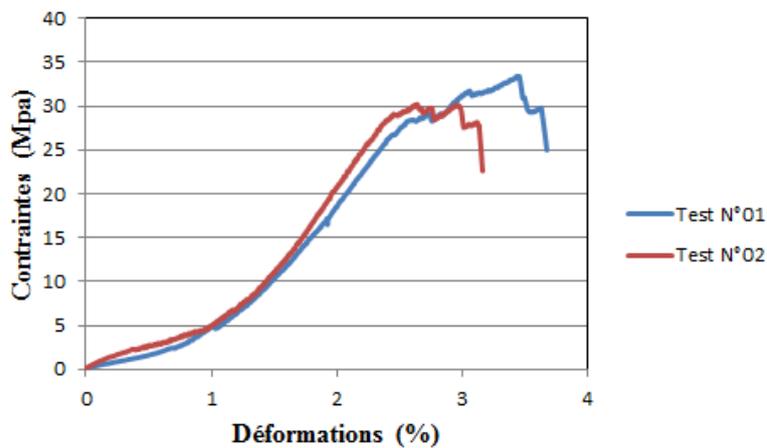
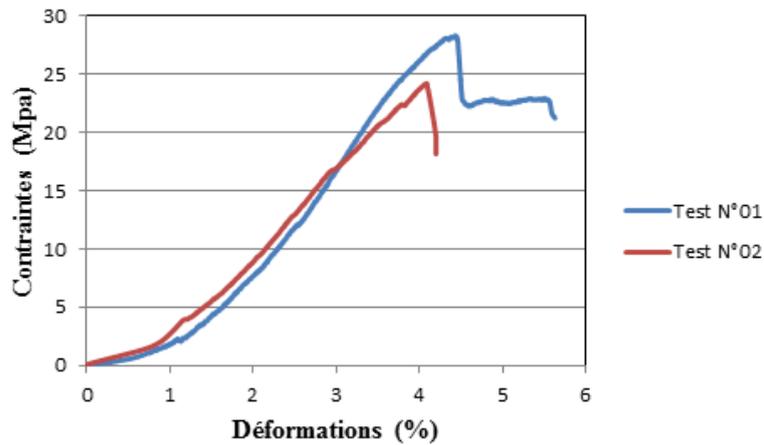


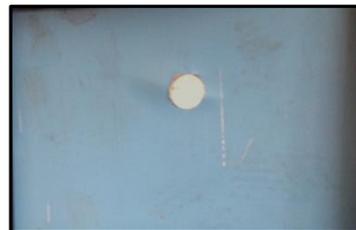
Figure 3.19 Résistance à la compression de l'éprouvette E50D18



**Figure 3.20** Résistance à la compression de l'éprouvette E75D18

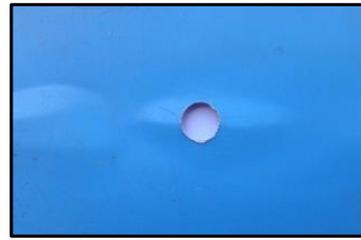
### III.6.4 Formes déformées et mécanismes d'endommagement des éprouvettes FMLs en compression ( $E_{distD8}$ )

Sur les figures (3.21), (3.22) et (3.23), on a représenté les déformés des éprouvettes (E25D8, E50D8 et E75D8)



Endommagement autour du trou  
(D= 8mm)

**Figure 3.21** Déformés des éprouvettes FMLs (E25D8)



Endommagement autour du trou  
(D= 8mm)

**Figure 3.22** Déformés des éprouvettes FML<sub>s</sub> (E50D8)

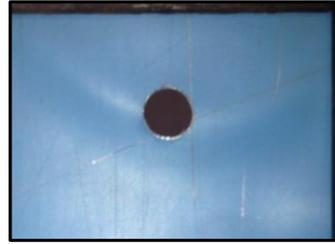


Endommagement autour du trou  
(D= 8mm)

**Figure 3.23** Déformés des éprouvettes FML<sub>s</sub> (E75D8)

### III.6.5 Formes déformées et mécanismes d'endommagement des éprouvettes FML<sub>s</sub> en compression ( $E_{dist}D18$ )

Sur les figures (3.24), (3.25) et (3.26), on a représenté les déformés des éprouvettes (E25D18, E50D18 et E75D18)



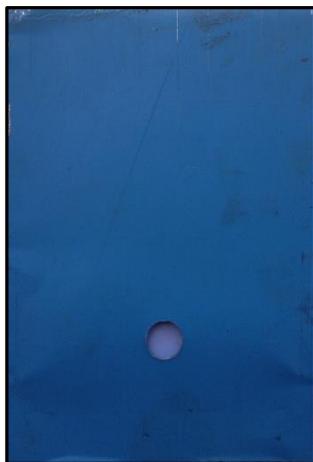
Endommagement autour du trou  
(D=18mm)

*Figure 3.24 - Déformés des éprouvettes FML<sub>s</sub> (E25D18)*



Endommagement autour du trou  
(D=18mm)

*Figure 3.25 - Déformés des éprouvettes FML<sub>s</sub> (E50D18)*



Endommagement autour du trou  
(D= 18mm)

*Figure 3.26 - Déformés des éprouvettes FML<sub>s</sub> (E75D18)*

Variantes	Configuration	Eprouvettes	$\sigma_{\max}$ (Mpa)	$\epsilon_r$ %
Type A	STE25	1	34.26	6.06
		2	46.71	5.91
	STE50	1	30.55	3.38
		2	39.02	6.02
	STE75	1	41.88	7.26
		2	24.27	4.92
Type B	STE25	1	24.5	6.11
		2	32.13	2.98
	STE50	1	27.06	6.11
		2	23.65	4.51
	STE75	1	22.42	5.63
		2	33.7	2.70
Type C	STE25	1	21.85	4.85
		2	23.65	5.24
	STE50	1	33.43	3.67
		2	30.22	4.99
	STE75	1	28.31	11.92
		2	24.22	13.42

**Tableau 3.5** Résultats obtenu lors de l'essai de compression

### III.6.6 Interprétation des résultats

Les courbes contraintes –déformations sont non linéaires, elles présentent presque une même allure, avec une faible tangente à l'origine et la pente augmente avec les déformations élastiques. Dans la première région de la courbe, les courbes débutent avec une faible rigidité, ce phénomène correspond au flambage, flambage local est été observé sur les éprouvettes E25D et E75D, flambage global est été observé également sur les éprouvettes E50D. Le flambage local se produit d'abord dans la section centrale, suivie par le flambage local dans les sections extérieures des spécimens hybrides. Le mode de flambement s'initie dans la section centrale et se compose de deux demi-ondes. Dans la deuxième région, le

comportement est purement élastique et le composite ne présente aucun signe d'endommagement qui influence la rigidité. Dans la troisième région de contrainte plus ou moins étendue. Ce phénomène correspond au décollement des couches d'aluminium au niveau des défauts dont les contraintes à rupture individuelles sont distribuées.

La rupture du composite hybride intervient à la résistance maximale lorsque la charge supportée par les fibres atteint la contrainte à rupture des fibres  $\sigma_{rf}$ . Cependant, la rupture de toutes les fibres ne se produit instantanément et progressivement, selon la nature des défauts créés par perçage. La rupture des fibres peut se produire aux endroits des fissures matricielles ou à l'intérieur des blocs de matrice entre deux fissures matricielles. Ce mécanisme de rupture, grand consommateur d'énergie, permet d'accroître de façon non négligeable la ténacité du composite.

La rupture finale des échantillons est généralement provoquée par le flambage local ou global qui favorise l'endommagement des stratifiés hybrides. En effet, la contrainte ultime en compression diminue avec l'augmentation de l'aire des délaminations. Il y a redistribution de l'effort sur les fibres de verre et la couche aluminium, mais si ces dernières ne supportent pas cet effort appliqué, le spécimen va se rompre, autrement la déformation plastique se persiste pour un moment avant la rupture.

La figure (3.27) représente l'influence position et la taille du trou sur la dégradation des stratifiés, il a semblé important de comparer les niveaux de contraintes d'un stratifié en fonction de position des trous. La figure (3.27) présente les contraintes de rupture des éprouvettes pour trois configurations des stratifiés différentes ( $E_{distD8}$ ,  $E_{distD12}$  et  $E_{distD18}$ ). On peut remarquer que les contraintes maximales de la position E25 change fortement suivant la taille du trou. Le type de délaminage va donc changer suivant la taille du trou et celui-ci va donc avoir un rôle primordial dans le comportement du stratifié.

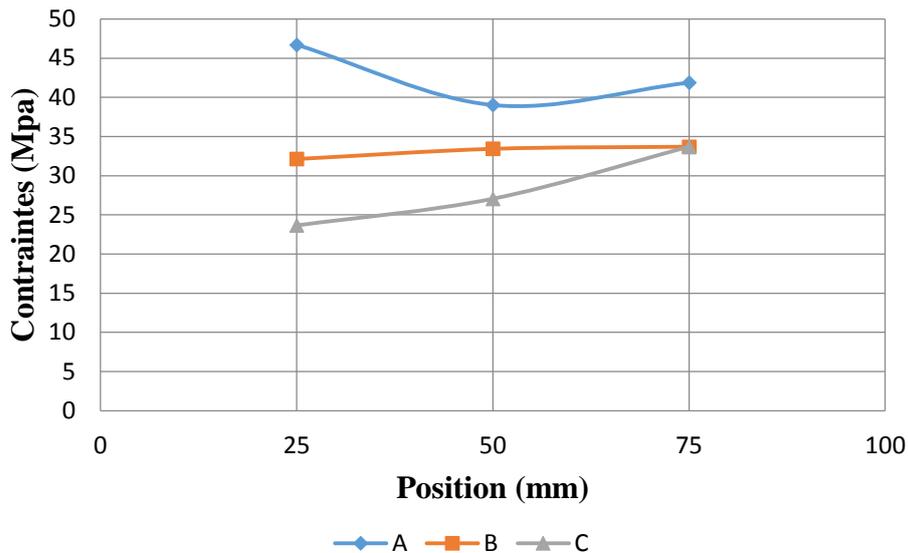


Figure 3.27- Contraintes de rupture pour trois configurations ( $E_{distD8}$ ,  $E_{distD12}$  et  $E_{distD18}$ )

### III.7 CONCLUSION

Les défauts provoqués par le procédé de perçage de trous dans les assemblages des composites, ont un effet peu connu sur les propriétés mécaniques des matériaux composites. La réponse à l'impact et la tenue en compression des éprouvettes hybrides sont susceptibles d'être affectées par ces défauts. Ce mémoire présente l'étude de l'effet de ces défauts sur les propriétés en *open hole compression* (ASTM D6484) d'un laminé hybride. Les défauts étudiés sont critiques car ils traversent tous les plis du laminé.

Nous avons réalisé des tests de "*open hole compression*" sur des éprouvettes contenant des défauts. 3 configurations de défauts, les défauts ont été placés dans le sens de la compression. La comparaison des résultats de ces tests, montre que les défauts placés proches du côté de chargement provoquent de fortes concentrations de contraintes et provoquent également une réduction de propriétés instantanées en compression du matériau, due à l'effet du délaminage. Ce dernier à l'origine de la rupture brutale des éprouvettes. L'endommagement des éléments constitutifs des éprouvettes FMLs, influent sur la réponse statique d'une manière complexe, non seulement en termes de charges de rupture prévus, mais aussi dans les mécanismes de défaillance individuels.

## Conclusion générale

L'ensemble de ces manipulations, nous à permis de nous familiariser avec un mode de fabrication de composites hybrides et les tests *open hole compression* sur les spécimens.

Les composites hybrides ont toutefois leur importance une fois la fissuration est apparue, ils permettent d'augmenter la ténacité et la ductilité. Ces deux propriétés sont très importantes afin d'éviter une rupture catastrophique dans l'éventualité d'un cas de chargement imprévu.

A partir de l'analyse des différents résultats, nous pouvons en déduire les principales conclusions suivantes :

- Les propriétés et les dommages des éléments constitutifs des stratifiés hybrides influent sur la réponse statique d'une manière complexe, non seulement en termes de charges de rupture prévus, mais aussi dans les mécanismes de défaillance individuels.
- La comparaison des niveaux de contraintes de rupture des différentes configurations montre clairement qu'avec les configurations de E25D et E75D, le mode de comportement est très modifié, lorsque la contrainte limite est atteinte au pic, on observe une chute raide de la valeur de la contrainte sans possibilité de reprise au temps  $t + \Delta t$ , une reprise de la contrainte avec un léger accroissement, ceci s'explique par la redistribution des efforts entre les fibres et la couche d'Aluminium de nature différente de manière différente par rapport au configuration E50D, les couches d'aluminium forment un pontage et tendent à arrêter l'accroissement de fissure, cela cause une redistribution des charges sur toute l'éprouvette.
- La rupture d'un nombre de fibres n'entraîne pas celle du composite hybride, en effet la redistribution d'efforts entre le stratifié (verre/époxy) et la couche d'aluminium permet au composite hybride de s'accommoder d'un certain nombre de ruptures locales, car la redistribution d'efforts dépend du type de mode de rupture. En effet, comme les éléments constitutifs ne sont pas identiques, donc ils ne sont pas conditionnés par la résistance maximale mais aussi par la déformation ultime puisque la résistance maximale n'est pas atteinte simultanément pour tout le composite hybride.

- Charges expérimentales de flambement, déformations latérales de second ordre, et la force de cisaillement augmente avec l'augmentation la tailles du défaut. La rigidité en flambage dominé diminué à un taux plus élevé que la rigidité à la compression des fibres dominé.
- Charges expérimentales de flambement, déformations latérales de second ordre observé sur les éprouvettes E25D et E75D, les modes de rupture sont instantanés, cela s'explique par la forte instabilité (flambage local) du composite hybride une fois passé à la déformation de second ordre et la rupture se fait brutalement. Contrairement à l'éprouvette E50D, une déformation latérale de premier ordre (flambage global) observé et la rupture se fait progressivement, les couches d'aluminium tendent à arrêter l'accroissement de fissure et la redistribution de charges se fait sur toute l'éprouvette.
- Le mode de défaillance observé sur les éprouvettes  $[-45^\circ, 45^\circ]_{2S}$  sollicitées en traction a été affecté par un pré-flambage "kink-band", est causé principalement par contraintes de cisaillement et l'absence de déformations latérales.

Enfin, la combinaison de stratifiés renforcés de fibres et les couches d'aluminium confère au composite hybride une ductilité meilleure, ce qui induit un gain en performances mécaniques et économiques.