

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique  
Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie  
En collaboration avec le  
Centre de Recherche en Technologies Industrielles (Chéraga)  
Mémoire de projet de fin d'études  
Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en Génie des Matériaux

**Etude de l'effet d'indentation QUASI-STATIQUE sur des plaques en composites sandwichs**

Réalisé par : BENNOUI Youcef Islam

Et KASSI Sidali

Sous la direction de **Mr. MOKHTARI** Ahcene (CRTI)  
Et **Mr. DJEGHLAL** Mohammed Elamine Professeur (ENP)

**Présenté et soutenu publiquement le (21/09/2021)**

**Composition du jury :**

Mr. K. ABADLI	MAA ENP	Président
Mr. A. MOKHTARI	Dr CRTI	Promoteur
Mr. M.E. DJEGHLAL	Professeur ENP	Promoteur
Mr. A. KASSER	Professeur ENP	Examineur
Mr. L. HEMMOUCHE	Dr EMP	Examineur

ENP 2021



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique  
Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie  
En collaboration avec le  
Centre de Recherche en Technologies Industrielles (Chéraga)  
Mémoire de projet de fin d'études  
Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en Génie des Matériaux

**Etude de l'effet d'indentation QUASI-STATIQUE sur des plaques en composites sandwichs**

Réalisé par : BENNOUI Youcef Islam

Et KASSI Sidali

Sous la direction de **Mr. MOKHTARI** Ahcene (CRTI)

Et **Mr. DJEGHLAL** Mohammed Elamine Professeur (ENP)

**Présenté et soutenu publiquement le (21/09/2021)**

**Composition du jury :**

Mr. K. ABADLI	MAA ENP	Président
Mr. A. MOKHTARI	Dr CRTI	Promoteur
Mr. M.E. DJEGHLAL	Professeur ENP	Promoteur
Mr. A. KASSER	Professeur ENP	Examineur
Mr. L.HEMMOUCHE	Dr EMP	Examineur

ENP 2021

## ملخص :

اليوم. الأهداف التقنية و الإقتصادية لجميع المصنعين في جميع المجالات تطمح إلى تخفيض التكاليف و تحسين الأداء. المواد المركبة يحتلون مكانة واسعة في العديد من التطبيقات الصناعية. الإهتمام المتزايد على هذه المواد يأتي من إمكانية تصنيع بنية خفيفة و قوية.

هذا العمل يهدف إلى المساعدة على فهم سلوك المواد المركبة عند مسافة البادئة شبه الثابتة. و تعيين إعدادات البنية المفتاحية. و بهذا نحن موجهون نحو رفع طاقة الانفصال للمركبات زجاج/ايبوكسي.

**الكلمات الدالة:**المواد المركبة من البوليمر،المواد المركبة المعدنية، ايبوكسي، مسافة البادئة شبه الثابتة، سندويتش.

## Abstract:

Today, the technical and economic objectives of manufactures in all sectors are to reduce costs and improve performance. Composite materials are widely used in various industrial applications. The growing interest in these materials stems from the possibility of building a light and strong structure.

The present work aims to contribute to the understanding of the quasi-static indentation behavior of sandwich composites, and to define the key structural parameters. The focus is on increasing the fracture energy of glass/epoxy composites.

**Keywords:** Polymer matrix composites, metal matrix composite, Epoxy, quasi-static indentation, sandwich.

## Résumé :

Aujourd'hui les objectifs techniques et économiques des industriels de tous les secteurs vont dans le sens de la réduction des coûts et de l'amélioration des performances. Les matériaux composites sont largement utilisés dans diverses applications industrielles. L'intérêt croissant pour ces matériaux provient de la possibilité de construire une structure légère et solide.

Le présent travail a pour but de contribuer à la compréhension du comportement à l'indentation quasi-statique des composites sandwichs, et de définir les paramètres structuraux clés. Nous nous sommes pour cela orientés vers augmentation de l'énergie de rupture des composites verre/époxy.

**Mot clés :** Composites à matrice polymère, composite à matrice métallique, Epoxy, indentation quasi-statique, sandwich.

## **Remerciements**

Nous remercions en premier lieu dieu qui nous a donné le courage, la patience, et la force pour achever ce travail.

Ce projet est réalisé au niveau du Centre de Recherche en Technologies Industrielles (CRTI) de Cheraga que nous remercions pour nous avoir accueilli et donné l'opportunité d'effectuer ce travail de recherche et de nous permettre de nous incruste dans le domaine industriel.

Nous tenons à exprimer notre profonde reconnaissance à nos promoteurs Dr Ahcen MOKHTARI et Pr. Mohammed Elamine DJGHELAL pour l'encadrement, l'attention, les orientations judicieuses et leur patience qui nous ont permis d'accomplir ce projet de fin d'études.

Nous adressons aussi nos remerciements à l'équipe de CRTI et à toutes les personnes qui nous ont aidés tout au long de ce travail,

Nous souhaitons également remercier l'ensemble des membres du jury : Pr. K. ABADLI et Pr. A. KASSER, de l'Ecole Nationale Polytechnique, et Dr. L. HEMMOUCHE de l'Ecole Militaire Polytechnique, qui ont accepté d'examiner ce projet de fin d'études.

Nos remerciements vont également à nos familles pour leur soutien et leurs encouragements.

# *DEDICACES*

*Je dédie ce travail à,*

*Mes chers parents pour leurs efforts et soutien tout au long de mes études, mon père pour ses sacrifices et ma mère pour ses prières qui m'ont toujours accompagné.*

*Mes chers frères*

*Mon ami d'enfance Messaoud et Mes chers amis, OUSSAMA, BILAL et ROUFEIDA*

*Aux personnes qui n'ont pas cessé de me conseiller, encourager et soutenir tout au long de mes études*

*YOUCEF*

## *DEDICACES*

*Je dédie ce travail à ma famille qui a fait de moi ce que je suis  
aujourd'hui,*

*Particulièrement à ma mère pour son éternel amour que ce travail  
soit le meilleur cadeau que je puisse t'offrir, je t'aime et je ne cesserais  
jamais de le faire car tu es la plus belle chose que dieu m'a donné.*

*A toi mon père qui a cru en moi et qui m'a poussé toujours à être la  
meilleure version de moi.*

***SIDALI***

## Table des matières

Liste des figure

Liste des tableaux

Liste des abréviations

<b>Introduction générale</b> .....	14
<b>I. Généralités sur les matériaux composites</b> .....	17
<b>I.1 Introduction</b> .....	18
<b>I.2 Définition du matériau composite</b> .....	18
<b>I.3 Renforts</b> .....	19
<b>I.3.1 Fibres de verre</b> .....	20
<b>I.3.2 Fibres de carbone</b> .....	21
<b>I.3.3 Fibres aramide</b> .....	21
<b>I.3.4 Fibres céramique</b> .....	22
<b>I.4 Matrices</b> .....	22
<b>I.4.1 Résines thermodurcissables</b> .....	23
<b>I.4.2 Résines thermoplastiques</b> .....	23
<b>I.5 L'interphase</b> .....	23
<b>I.6 Fabrication des stratifiés composites</b> .....	24
<b>I.6.1 Moulage au contact</b> .....	24
<b>I.6.2 Moulage sous vide</b> .....	25
<b>I.6.3 Moulage par transfert de résine RTM (Resin Transfert Molding)</b> .....	25
<b>I.7 Notion de stratifié</b> .....	26
<b>I.7.1 Stratifiés symétriques</b> .....	26
<b>I.7.2 Stratifiés séquences</b> .....	27
<b>I.7.3 Stratifiés hybrides</b> .....	28
<b>I.8 Différents types de matériaux</b> .....	28
<b>I.8.1 Matériaux anisotropes</b> .....	28
<b>I.8.2 Matériau monoclinique</b> .....	28
<b>I.8.3 Matériau orthotrope</b> .....	28
<b>I.8.4 Matériau isotrope</b> .....	29
<b>I.9 Comportement mécanique d'un composite unidirectionnel</b> .....	30
<b>I.9.1 Loi de Hooke pour un composite unidirectionnel</b> .....	31
<b>I.9.2 Détermination du module d'élasticité longitudinal</b> .....	32
<b>I.9.3 Détermination de module de Young Transversal</b> .....	33
<b>I.9.4 Détermination du coefficient de Poisson longitudinal</b> .....	33



<b>I.9.5</b>	<b>Détermination du module de cisaillement longitudinal</b> .....	34
<b>I.10</b>	<b>Comportement élastique d'un matériau composite orthotrope</b> .....	35
<b>I.11</b>	<b>Détermination expérimentale des caractéristiques mécaniques</b> .....	37
<b>I.11.1</b>	<b>Introduction</b> .....	37
<b>I.11.2</b>	<b>Les essais mécaniques</b> .....	37
<b>I.12</b>	<b>Conclusion</b> .....	40
<b>II.</b>	<b>Endommagement et rupture des matériaux composites</b> .....	41
<b>II.1</b>	<b>Introduction</b> .....	42
<b>II.2</b>	<b>Définition de l'endommagement</b> .....	43
<b>II.3</b>	<b>Variable d'endommagement</b> .....	43
<b>II.3.1</b>	<b>Contrainte usuelle et contrainte effective</b> .....	44
<b>II.3.2</b>	<b>Comportement endommageable</b> .....	45
<b>II.3.3</b>	<b>Lois d'évaluation</b> .....	46
<b>II.4</b>	<b>Modélisation du comportement avec endommagement de la monocouche</b> .....	46
<b>II.5</b>	<b>Mécanisme d'endommagement</b> .....	47
<b>II.5.1</b>	<b>Fissuration matricielle</b> .....	48
<b>II.5.2</b>	<b>Rupture des fibres</b> .....	48
<b>II.5.3</b>	<b>Endommagement de l'interface</b> .....	49
<b>II.6</b>	<b>Propagation de la fissure</b> .....	50
<b>II.7</b>	<b>Rupture des stratifiés</b> .....	51
<b>II.8</b>	<b>Critères de rupture</b> .....	52
<b>II.8.1</b>	<b>Critère de la contrainte maximale</b> .....	53
<b>II.8.2</b>	<b>Critère de la déformation maximale</b> .....	55
<b>II.8.3</b>	<b>Critère interactifs</b> .....	55
<b>II.9</b>	<b>Conclusion</b> .....	56
<b>III.</b>	<b>Etude expérimentale de l'endommagement des composites sandwichs</b> .....	57
<b>III.1</b>	<b>Introduction</b> .....	58
<b>III.2</b>	<b>Préparation des stratifiés (verre/époxy)</b> .....	58
<b>III.3</b>	<b>Tests de traction</b> .....	59
<b>III.4</b>	<b>Caractérisation de l'interface entre les polymères thermoplastiques et thermodurcissable</b> ...	61
<b>III.5</b>	<b>Résultats des essais de traction</b> .....	62
<b>III.6</b>	<b>Indentation quasi-statique de plaques sandwichs ayant des inserts</b> .....	66
<b>III.6.1</b>	<b>Géométrie des éprouvettes</b> .....	66
<b>III.6.2</b>	<b>Préparations des plaques sandwichs</b> .....	67
<b>III.7</b>	<b>Résultats des essais d'indentation quasi-statique</b> .....	68
<b>III.7.1</b>	<b>Réponse globale des plaques sandwichs</b> .....	68

<b>III.7.2</b>	<b>Observations des facies de rupture après essais d'indentation quasi-statique .....</b>	<b>70</b>
<b>III.8</b>	<b>CONCLUSION.....</b>	<b>72</b>
IV.	Conclusion générale .....	73
V.	<b>Références bibliographique .....</b>	<b>75</b>

## Liste des figures

### Généralités sur les matériaux composites

<b>Figure 1.1-</b> Composition d'un matériau composite .....	18
<b>Figure 1.2 -</b> Différents types de renforts dans les composites .....	19
<b>Figure 1.3-</b> Différents architectures du renfort: (a) unidirectionnelle, (b) multidirectionnelle aléatoire (mat), (c) bidirectionnelle (tissus) et (d) tridimensionnelle.....	20
<b>Figure 1.4 -</b> Fibres de verre .....	20
<b>Figure 1.5 -</b> Fibres de carbone .....	21
<b>Figure 1.6 -</b> Fibres aramide .....	21
<b>Figure 1.7 -</b> Fibres céramique .....	22
<b>Figure 1.8 -</b> Différents types de matrices organiques et minérales .....	22
<b>Figure 1.9 –</b> Interface .....	24
<b>Figure 1.10-</b> Moulage en contact .....	24
<b>Figure 1.11-</b> Moulage sous vide .....	25
<b>Figure 1.12-</b> Constitution d'un stratifié .....	25
<b>Figure 1.13-</b> Exemple de la désignation d'un stratifié .....	25
<b>Figure 1.14.</b> Exemple d'un Stratifié symétrique .....	27
<b>Figure 1.15-</b> Exemple d'un Stratifié séquence .....	27
<b>Figure I.16.</b> Matériau composite unidirectionnel .....	30
<b>Figure I.17.</b> Cellule élémentaire d'un composite unidirectionnel .....	30
<b>Figure I.18.</b> Composite soumis à une traction longitudinale .....	32
<b>Figure I.19.</b> Composite soumis à une traction transversale .....	33
<b>Figure I.20.</b> Composite soumis à un cisaillement longitudinal .....	34
<b>Figure I.21.</b> Matériau composite bidirectionnel .....	35
<b>Figure I.22.</b> Traction Longitudinale .....	37
<b>Figure I.23.</b> Traction transversale .....	38
<b>Figure I.24.</b> Traction hors axes .....	39

### Chapitre2

<b>Figure 2.1 :</b> Les différentes échelles d'observation de l'endommagement dans un composite stratifié. ....	42
<b>Figure 2.2 :</b> Élément de volume endommagé .....	44
<b>Figure 2.3 :</b> Contrainte effective et le principe d'équivalence en déformations .....	45
<b>Figure 2.4 :</b> Allure d'une courbe contrainte-déformation en présence d'endommagement....	46

<b>Figure 2.5</b> : Fissuration transversale de la matrice .....	<b>48</b>
<b>Figure 2.6</b> : Fissuration longitudinale de la matrice .....	<b>48</b>
<b>Figure 2.7</b> : Mécanisme rupture de fibre .....	<b>49</b>
<b>Figure 2.8</b> : Phénomène de décohésion fibre-matrice .....	<b>49</b>
<b>Figure 2.9</b> : Propagation de la rupture dans le cas d'une forte adhérence fibre-matrice.....	<b>50</b>
<b>Figure 2.10</b> : Propagation de la rupture dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice. ....	<b>51</b>
<b>Figure 2.11</b> : Surfaces de rupture dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice.....	<b>51</b>
<b>Figure 2.12</b> : Mécanismes de rupture observés dans les stratifiés. [19].....	<b>51</b>
<b>Figure 2.13</b> : Stratifié croisé soumis à une traction dans la direction 0°.....	<b>52</b>
<b>Figure 2.14</b> : Rupture en présence d'un trou d'un composite [0°/90°] <sub>2S</sub> à fibres de carbone : (haut) Rupture macroscopique au droit du trou (x 1), (bas) Bord de l'éprouvette loin du trou : les couches à 90° sont microfissurées (Document ONERA). .....	<b>52</b>
<b>Figure 2.15</b> : Contrainte dans les axes des matériaux d'une couche.....	<b>54</b>
Chapitre2	
<b>Figure 3.1</b> : Montage expérimental .....	<b>59</b>
<b>Figure 3.2</b> : spectre infrarouge du copolymère éthylène-acétate de vinyle (EVA).....	<b>61</b>
<b>Figure 3.3</b> : spectre infrarouge de la résine Epoxy.....	<b>61</b>
<b>Figure 3.4</b> : spectre infrarouge du composite Epoxy/EVA. ....	<b>62</b>
<b>Figure 3.5</b> : Courbes force-allongement des essais de traction du composite verre/époxy.. ..	<b>63</b>
<b>Figure 3.6</b> : Courbes force-allongement des essais de traction du composite sandwich avec l'épaisseur d'âme de 2mm.....	<b>64</b>
<b>Figure 3.7</b> : Observations macroscopique des faciès de rupture du composite [0°, 90°] <sub>2S</sub> .....	<b>65</b>
<b>Figure 3.8</b> : Observations macroscopique des faciès de rupture du sandwich.....	<b>65</b>
<b>Figure 3.9</b> : Représentation du dispositif de l'essai d'indentation quasi-statique.....	<b>66</b>
<b>Figure 3.10</b> : Géométrie et les dimensions des plaques sandwichs .....	<b>67</b>
<b>Figure 3.11</b> : Courbes force-allongement des essais d'indentation quasi-statique, obtenues du composite sandwich avec l'épaisseur d'âme de 2mm.....	<b>68</b>
<b>Figure 3.12</b> : Courbes force-allongement des essais d'indentation quasi-statique, obtenues du composite sandwich avec l'épaisseur d'âme de 4mm.....	<b>69</b>
<b>Figure 3.13</b> : Courbes force-allongement des essais d'indentation quasi-statique, obtenues du composite sandwich avec l'épaisseur d'âme de 2mm.....	<b>69</b>

<b>Figure 3.14</b> : Observations macroscopique des faciès de rupture du sandwich sans insert .....	<b>70</b>
<b>Figure 3.15</b> : Observations macroscopique des faciès de rupture du sandwich avec insert EVA 4mm. ....	<b>71</b>
<b>Figure 3.16</b> : Observations macroscopique des faciès de rupture du sandwich avec insert EVA 6mm. ....	<b>71</b>

## Liste des tableaux

<b>Tableau I.1.</b> Expression des modules d'Ingénieurs en fonction des coefficients de rigidité et de souplesse .....	<b>31</b>
<b>Tableau I.2.</b> Expression des modules d'Ingénieurs en fonction des coefficients de souplesse.....	<b>36</b>
<b>Tableau 2.1 :</b> Equation du critère de la contrainte maximale en contraintes planes dans le cas.....	<b>54</b>
<b>Tableau 3.1 :</b> Résultats des tests de traction sur plaques avec insert. ....	<b>63</b>

## Liste des abréviations

**CMM** : Composite à matrice métallique.

**CMO** : Composite à matrice organique.

**HR** : Haute résistance

**HM** : Haut module

**CMC** : Composite à matrice céramique

**RDM** : Résistance des matériaux

**PEI** : Polyéther imide

**BMC** : Moulage par compression

**Xt** : Axe longitudinale en traction

**Xc** : Axe longitudinale en compression

**Yt** : Axe transversal en traction

**Yc** : Axe transversal en compression

**CLT** : théorie classique des stratifiés

**SI** : Le système international d'unités

**EVA** : éthylène-acétate de vinyle

# **Introduction générale**



Beaucoup d'attention a été portée ces dernières années sur les composites sandwichs renforcés de tissus en verre dans les domaines maritime, automobile et sport. Le but recherché dans ces associations est de combiner les propriétés mécaniques de plusieurs matériaux en vue d'obtenir des propriétés moyennes améliorées. Les structures composites sandwichs à base de tissus en fibres de verre offrent un certain nombre de propriétés intéressantes par rapport à leurs homologues structures stratifiés y compris les coûts de production qui sont moindres et une bonne résistance à l'endommagement et à la rupture transversale. Ces structures composites sandwichs 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. Sous l'impact, elles peuvent être modélisées comme des composants soumis à des régimes de chargement avec des moments de flexion importants. Ces charges quasi-statiques génèrent des contraintes locales élevées entraînant des dommages complexes en raison de la forte hétérogénéité de la structure. L'évolution des mécanismes d'endommagement intra-laminaire et inter-laminaire résultant de la réduction significative des propriétés mécaniques en service conduit à une perte d'intégrité de la structure avec le temps.

Les polymères thermodurcissable et thermoplastiques, ainsi que leurs composites, peuvent être collés ou fixés mécaniquement, tandis que le soudage ne peut être effectué que sur les thermoplastiques et leurs composites. L'assemblage direct de composants structurels des composites thermodurcissables a été limité à l'utilisation d'attaches mécaniques (vis) et d'adhésifs thermodurcissables. En raison de la structure hautement réticulée, aucune soudure ne peut être effectuée pour joindre directement les pièces composites thermodurcissables. Pour tirer parti des avantages du collage par fusion, plusieurs approches ont été entreprises pour joindre indirectement des composites thermodurcissables par soudage, y compris l'utilisation d'adhésifs hybrides thermoplastique-thermodurcissables ou la couche de milieu thermoplastique pour joindre des composants composites thermodurcissables [20-22].

Ce travail présente un nouveau composite sandwich basé sur une étude expérimentale et les efforts de recherche en relation avec les interactions entre certains polymères thermoplastiques et la résine époxyde, et leurs applications dans le mélange de polymères et l'assemblage de composites. Les principaux objectifs sont de comprendre les mécanismes possibles d'adhésion inter-faciale entre les polymères thermoplastiques et thermodurcissables, et également d'étudier le comportement et l'endommagement de ce nouveau composite sous chargement d'indentation quasi-statique. Notre attention porte non seulement sur l'aspect expérimental, mais aussi sur l'aspect numérique. Le dialogue entre les résultats numériques et expérimentaux permet, d'une part de comprendre les mécanismes d'endommagement et l'évolution de ces derniers dans le système sandwich, d'autre part de valider le modèle numérique. Le code éléments finis Abaqus/Standard a été appliqué à la simulation numérique de résultats expérimentaux sur l'endommagement des plaques composites réparées. Ce modèle d'endommagement est basé sur des variables internes d'endommagement décrivant la perte de rigidité du matériau due à la microfissuration transversale.

Cette étude est présentée comme suit :

*Le premier chapitre* est consacré à l'étude bibliographique des matériaux composites, de leurs constituants de base, ainsi que les procédés d'élaboration. Une récapitulation des caractéristiques mécaniques disponibles dans la littérature est présentée.

*Le deuxième chapitre* est consacré à la présentation des différents modes d'endommagement (rupture inter-laminaire, rupture intra-laminaire...) et des conditions de chargement ainsi que leurs effets sur le comportement mécanique des composites. Quelques notions de la mécanique d'endommagement continu, telles que données par Lemaitre et Chaboche ont été rappelées, notamment la définition de la variable d'endommagement scalaire, qui s'appuie sur l'hypothèse d'isotropie.

*Le troisième chapitre* est le plus important qui est l'objectif principal de cette étude, nous présentons la procédure expérimentale effectuée sur les composites sandwichs, et nous présentons également des résultats obtenus de la caractérisation de l'interface EVA/époxy. En outre, on s'attend à ce que l'étude fournisse des visions sur les applications potentielles de ce type de matériau dans la fabrication rentable de structures composites. Les simulations effectuées sur les variantes considérées ont attribué à acquérir une meilleure compréhension des dommages complexes survenus à chaque cas de sollicitation dans certaines zones de propagation de l'endommagement.

Enfin une conclusion générale termine cette étude.

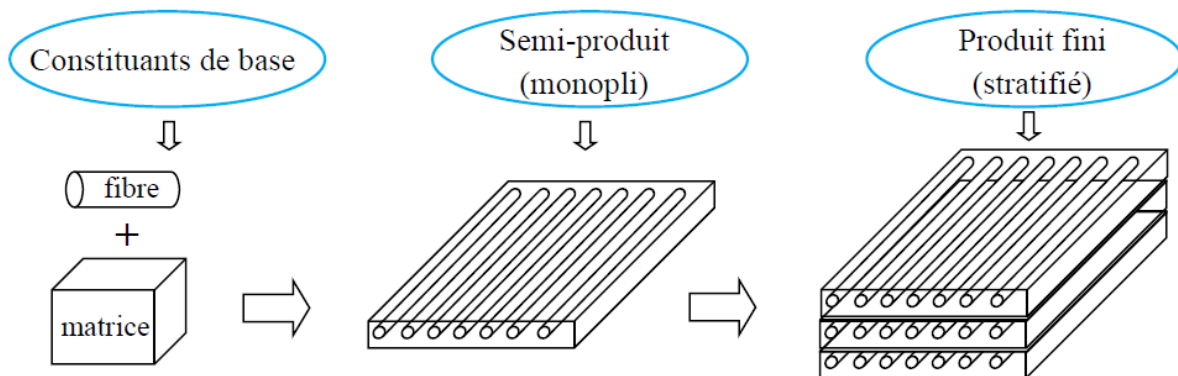
# I. Généralités sur les matériaux composites

## I.1 Introduction

Les matériaux composites disposent d'atouts importants par rapport aux matériaux traditionnels. Ils apportent de nombreux avantages fonctionnels : légèreté, résistance mécanique et chimique, maintenance réduite, liberté de formes. L'utilisation de ces matériaux implique des choix restreints conditionnés par les caractéristiques des différents éléments constituant le matériau choisi (résines, fibres, interface, additifs, ...) ainsi le procédé de sa mise en œuvre. La connaissance des caractéristiques de chacun des composants permet, par la sommation de leurs performances (physique, chimique, mécanique, ...etc.), de définir celles du produit final. [1]

## I.2 Définition du matériau composite

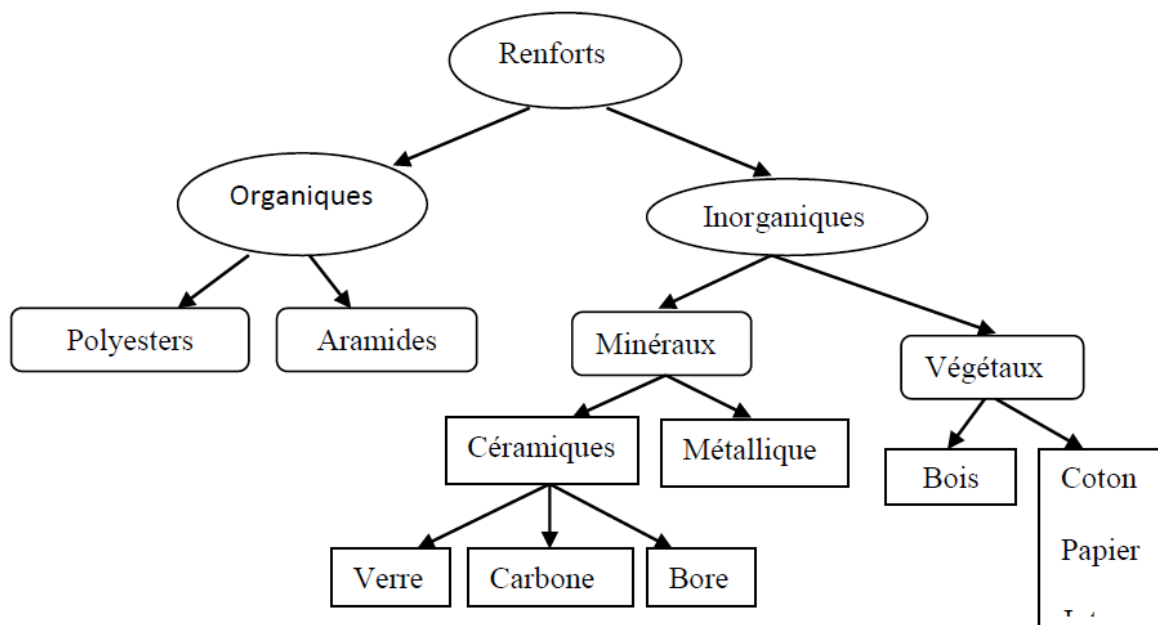
Un matériau composite peut être défini d'une manière générale comme l'assemblage d'au moins de deux composants non miscibles, Le matériau ainsi constitué possède des propriétés que les composants seuls ne possèdent pas. Ce phénomène, qui permet d'améliorer la qualité de la matière face à une certaine 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). [2,3]



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

### I.3 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 [3]. 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 a 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 (1.2)



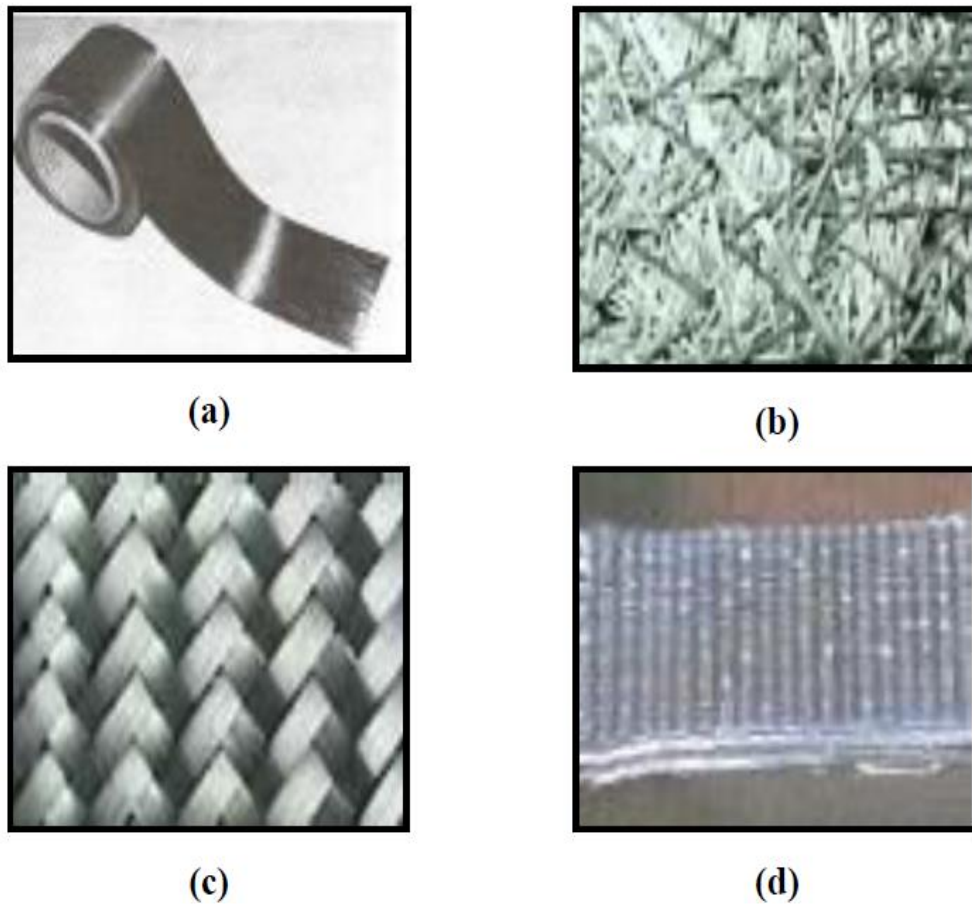
**Figure 1.2** - Différents types de renforts dans les composites

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 1.3):

- Les renforts unidirectionnels (nappes ou roving),
- Les renforts bidirectionnels non texturée (matelas appelé mat)
- 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).



**Figure 1.3-** Différents architectures du renfort: (a) unidirectionnelle, (b) multidirectionnelle aléatoire (mat), (c) bidirectionnelle (tissus) et (d) tridimensionnelle.

### **I.3.1 Fibres de verre**

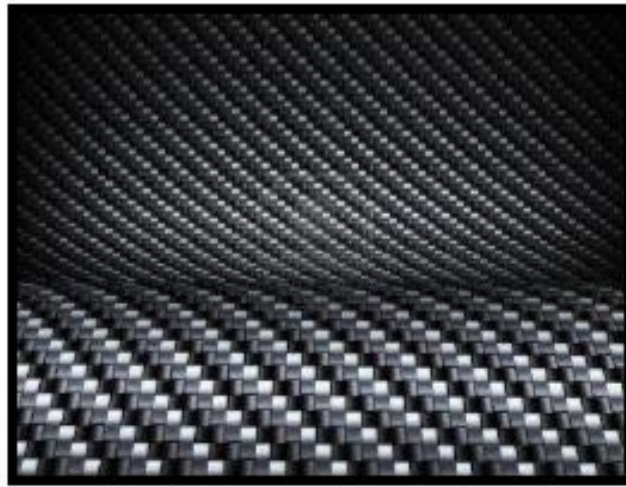
La connaissance des composites à matrice polymère est initialement basée sur des études des composites à fibres de verre. Ces fibres sont très répandues dans des domaines de transports et aéronautique. Leurs avantages incluent prix compétitif, disponibilité, et résistance élevée. Cependant, à cause de 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. [4]



**Figure 1.4 -** Fibres de verre

### **I.3.2 Fibres de carbone**

Aujourd'hui, les fibres de carbone sont le renfort le plus utilisé pour les structures composites hautes performances. 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 1.5** - Fibres de carbone

### **I.3.3 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.



**Figure 1.6** - Fibres aramide

### I.3.4 Fibres céramique

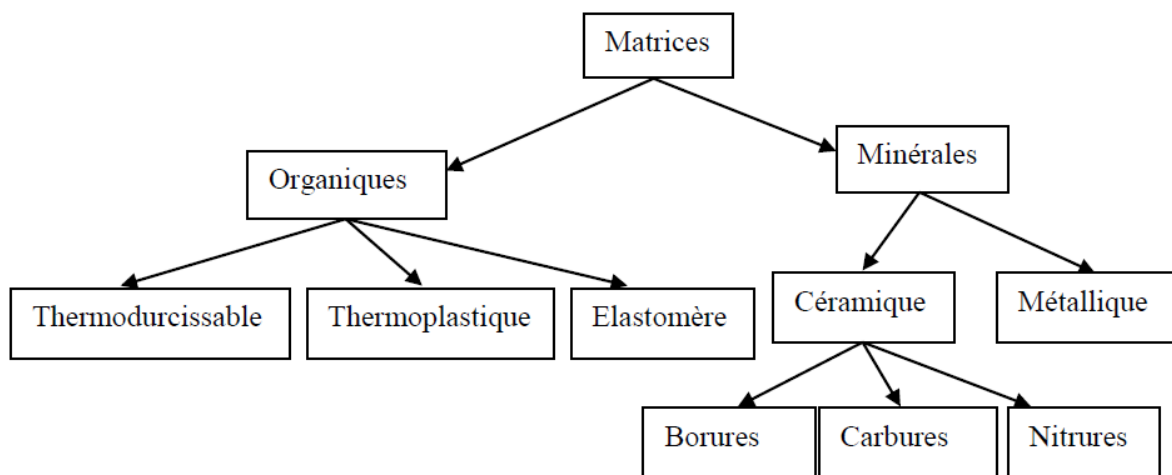
Elles sont rencontrées dans les applications où la température est très élevée entre 500°C et 2000°C, ces matériaux sont utilisés notamment dans les parties chaudes,



**Figure 1.7** - Fibres céramique

### I.4 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. 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. [5]



**Figure 1.8** - 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 :



### **I.4.1 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. Leur application est cependant limitée à une température maximale comprise entre 80°C et 120°C. [6]

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.

### **I.4.2 Résines thermoplastiques**

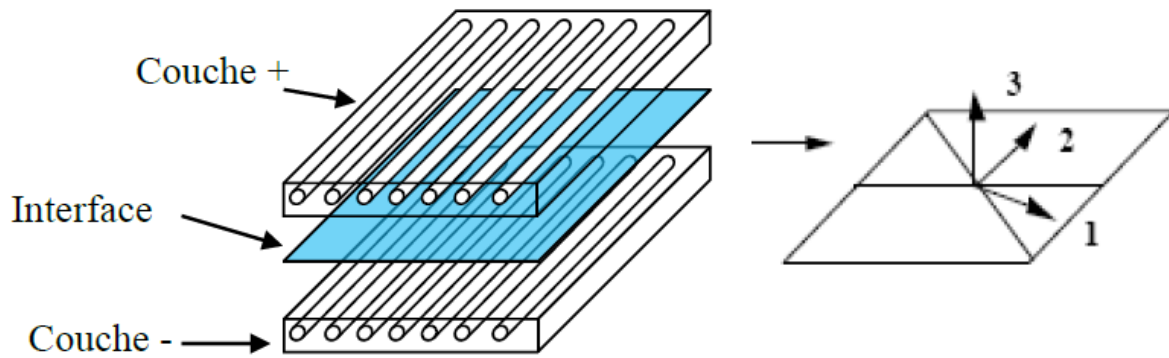
En règle générale, les matrices thermoplastiques possèdent des avantages sur les résines thermodurcissables telles qu'une ténacité améliorée, une déformation à rupture élevée, et une faible absorption d'humidité. De plus, elles ont une durée de stockage illimitée. Cependant, les thermoplastiques amorphes présentent des problèmes de résistance aux solvants organiques [7]. 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.

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.5 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 [8].



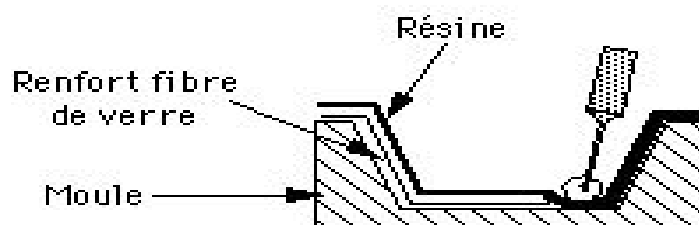
**Figure 1.9 – Interface**

## **I.6 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-imprégné (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.6.1 Moulage au contact**

Le moulage au contact ou stratification au contact est un procédé entièrement manuel de mise en forme des composites, à la température ambiante et sans pression. 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 ambiante 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.



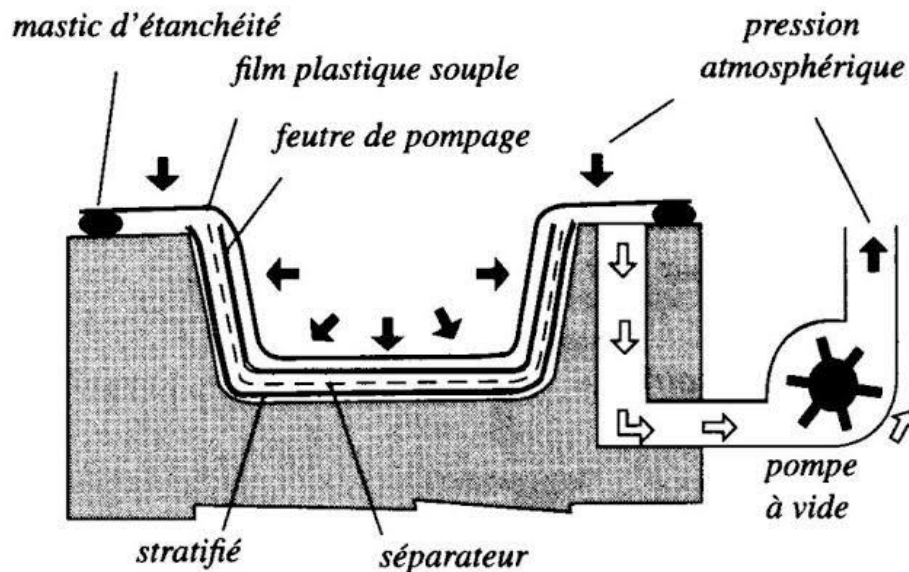
**Schéma de principe du moulage au contact**

**Figure 1.10- 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.6.2 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 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 1.11-** Moulage sous vide

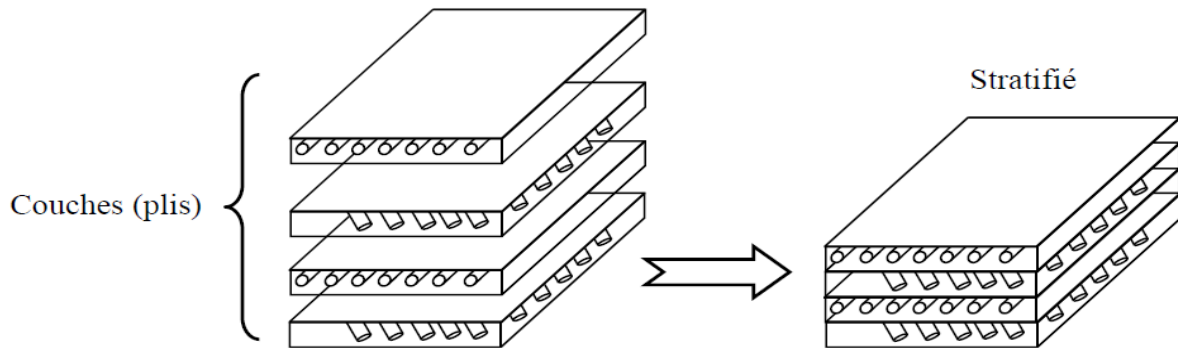
Cette méthode est plus complexe et nécessite plus de matériel. Néanmoins, elle a plusieurs avantages: la pression exercée permet de réaliser des pièces aux formes complexes sans défaut, les couches de tissus sont parfaitement compactées, et l'excès de résine est évacué, ce qui permet d'obtenir des caractéristiques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

### **I.6.3 Moulage par transfert de résine RTM (Resin Transfert 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. 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.

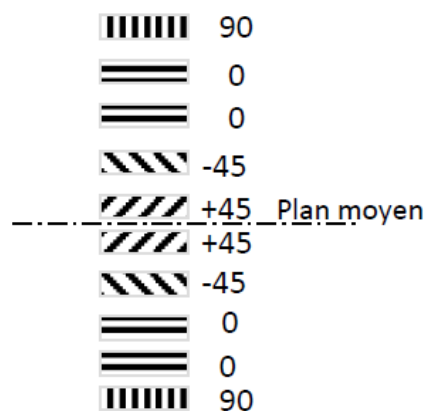
## I.7 Notion de stratifié

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 (1.10). [9]



**Figure 1.12-** 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 côté négatif jusqu'à l'autre, au pli extrême de côté positif. A titre d'exemple nous avons : La notation  $[90/0/-45/+45]$  se traduit par le schéma suivant :

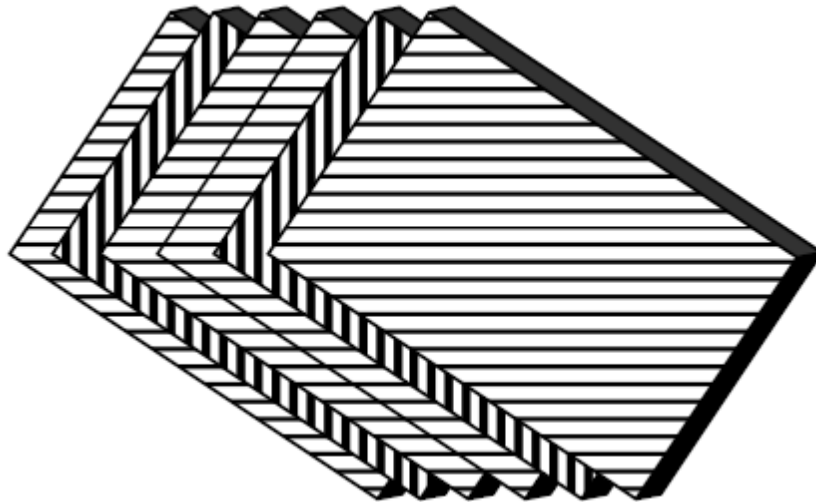


**Figure 1.13-** Exemple de la désignation d'un stratifié

### I.7.1 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. 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 (1.12). -Si le stratifié comporte un nombre impair de couches, la désignation est semblable à la précédente, la couche centrale étant surlignée.



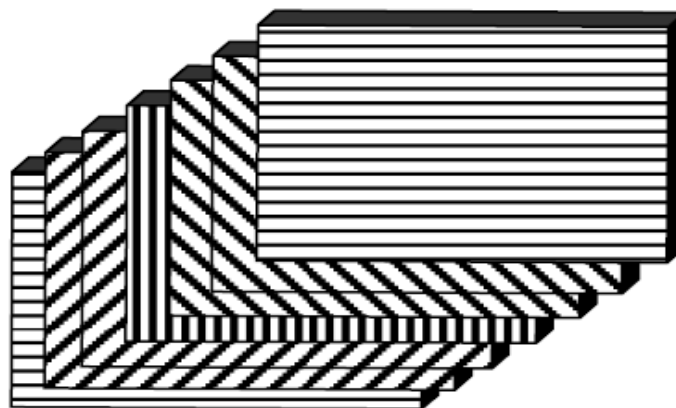
$[-45/45/-45/-45/45/-45] \square \square [-45/45/-45]S$

**Figure 1.14.** Exemple d'un Stratifié symétrique

-Pourquoi la symétrie miroir : lors de la constitution de la pièce stratifiée, 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.

### I.7.2 Stratifiés séquences

La répétition de séquences peut être indiquée par un indice indiquant le nombre de fois où une séquence est successivement répétée, figure (1.13).



$[0/45/45/90/-45/-45/0] \square \square [0/45/2/90/-45/2/0]$

**Figure 1.15-** Exemple d'un Stratifié séquence

### I.7.3 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 diverses fibres disponibles. Parmi les différents hybrides, on peut distinguer :

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

## I.8 Différents types de matériaux

### I.8.1 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. [10]

### I.8.2 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 : [11]

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

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.8.3 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 : [11]

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

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

### I.8.4 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 : [11]

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

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 :

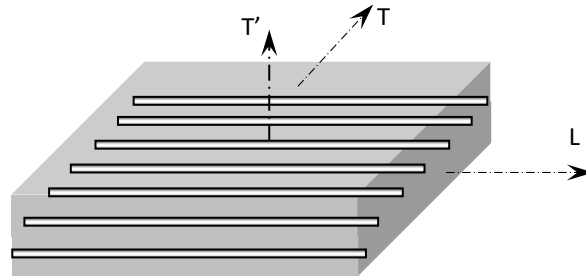
$$\varepsilon_{ij} = -\frac{\lambda}{2 \cdot \mu \cdot (3 \cdot \lambda + 2 \cdot \mu)} \cdot \delta_{ij} \cdot \text{tr} \sigma + \frac{1}{2\mu} \sigma_{ij}$$

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.

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

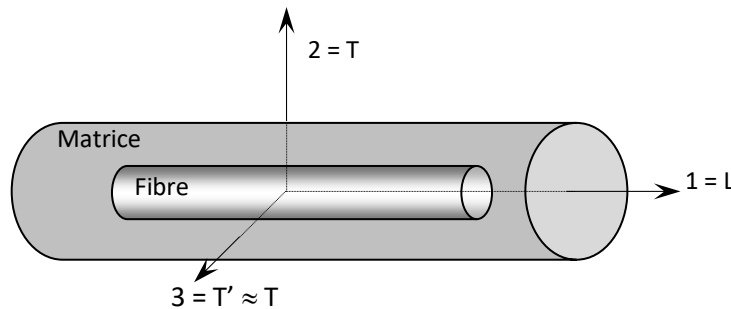
## I.9 Comportement mécanique d'un composite unidirectionnel

Nous introduisons dans ce paragraphe la notion de matériau composite unidirectionnel.



**Figure I.16.** Matériau composite unidirectionnel

Si l'on considère une cellule élémentaire de ce type de matériau, constituée d'une fibre entourée d'un cylindre de matrice. On obtient un matériau orthotrope possédant de plus un axe de révolution. C'est pourquoi ce type de matériau est appelé matériau orthotrope de révolution ou isotrope transverse. [12]



**Figure I.17.** Cellule élémentaire d'un composite unidirectionnel

Cette propriété conduit à la forme suivante des matrices de rigidité et de flexibilité :

$$[C] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{C_{22} - C_{23}}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix}$$

$$[S] = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{12} & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{23} & S_{22} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2 \cdot (S_{22} - S_{23}) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix}$$

Les propriétés du matériau unidirectionnel sont déterminées par 5 constantes indépendantes.



### I.9.1 Loi de Hooke pour un composite unidirectionnel

Cette cellule possède un axe de révolution, que nous noterons l'axe 1. Cette direction parallèle aux fibres est appelée direction longitudinale. L'axe 1 est donc noté L. Toute direction normale aux fibres est appelée direction transversale, et le composite est considéré comme un matériau isotrope transverse; il est isotrope dans le plan normal à la direction L. [13]

Le plan transverse sera repéré par les directions 2 et 3, notées également T et T', ces directions étant équivalentes.

Les expressions des modules de l'Ingénieur sont résumées dans le tableau qui suit :

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

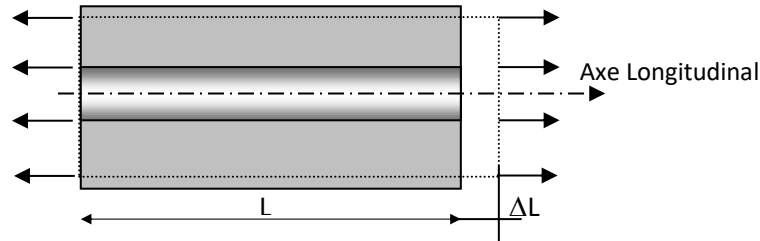
Désignation	Notation	expression	expression
Module de Young longitudinale	$E_L$	$C_{11} - 2 \frac{C_{12}^2}{C_{22} + C_{23}}$	$\frac{1}{S_{11}}$
Coefficient de poisson	$\nu_{LT}$	$\frac{C_{12}}{C_{22} + C_{23}}$	$-\frac{S_{12}}{S_{11}}$
Module de Young transversal	$E_T$	$C_{22} + \frac{C_{12}^2(C_{22} - 2C_{23}) + C_{11}C_{23}^2}{C_{12}^2 - C_{11}C_{22}}$	$\frac{1}{S_{22}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{TL}$	$\frac{C_{12}(C_{23} - C_{22})}{C_{12}^2 - C_{11}C_{22}}$	$-\frac{S_{12}}{S_{22}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{TT'}$	$-\frac{C_{12}^2 - C_{11}C_{23}}{C_{12}^2 - C_{11}C_{22}}$	$-\frac{S_{23}}{S_{22}}$
Module de cisaillement longitudinal	$G_{LT}$	$C_{66}$	$\frac{1}{S_{66}}$
Module de cisaillement transversal	$G_{TT'}$	$\frac{C_{22} - C_{23}}{2}$	$\frac{1}{2(S_{22} - S_{23})}$
Module de cisaillement	$G_{LT'}$	$C_{66}$	$\frac{1}{S_{66}}$
Module de compression latérale	$K_L$	$\frac{C_{22} + C_{23}}{2}$	$\frac{1}{2 \left( S_{22} + S_{23} - 2 \frac{S_{12}^2}{S_{11}} \right)}$

Les relations montrent que :

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

## I.9.2 Détermination du module d'élasticité longitudinal

Le module d'Young longitudinal  $E_{Lcomp}$  est déterminé dans un essai de traction longitudinal. L'hypothèse simplificatrice est de supposer une déformation uniforme et identique dans la fibre et dans la matrice.



**Figure I.18.** Composite soumis à une traction longitudinale

La déformation longitudinale imposée à la cellule est :

$$\varepsilon_1 = \frac{\Delta L}{L}$$

Où  $L$  est la longueur de cellule considérée.

L'hypothèse de l'égalité des déformations dans la fibre et la matrice impose :

$$\sigma_{comp,u} \leq \sigma_{fib,u} \cdot V_{fib} + \sigma_{mat,u} \cdot (1 - V_{fib})$$

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_{comp} = \varepsilon_{fib} = \varepsilon_{mat}$$

En supposant un comportement élastique de la fibre et de la matrice, les contraintes s'écrivent comme suit :

$$\sigma_{fib} = E_f \cdot \varepsilon_1 \quad \sigma_{mat} = E_{mat} \cdot \varepsilon_1$$

La charge totale appliquée est :  $F = \sigma_{fib} \cdot S_{fib} + \sigma_{mat} \cdot S_{mat}$

Avec  $S_{fib}$  et  $S_{mat}$ , sont respectivement les sections de la fibre et de la matrice. Si on considère  $S$  comme étant la section moyenne de la cellule, la contrainte moyenne s'écrit alors comme suit :

$$\sigma_{comp} = \frac{F}{S} = \sigma_{fib} \cdot V_{fib} + \sigma_{mat} \cdot (1 - V_{fib})$$

Cette contrainte moyenne est liée à la déformation de la cellule par le module de Young longitudinal, soit :

$$\sigma_{comp} = E_{Lcomp} \cdot \varepsilon_1$$

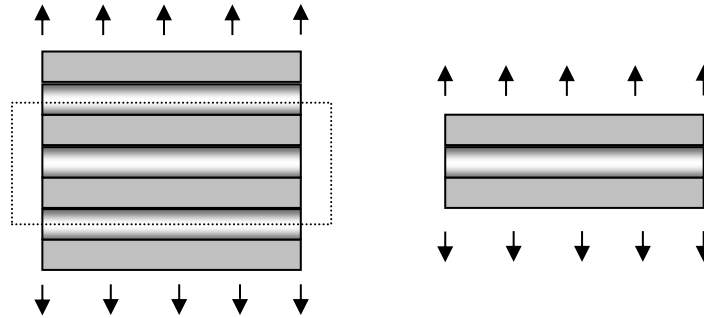
La combinaison des relations conduit à :

$$E_{Lcomp} = E_{fib} \cdot V_{fib} + E_{mat} \cdot (1 - V_{fib})$$

Cette expression est connue sous le nom de loi des mélanges pour le module de Young dans la direction des fibres.

### I.9.3 Détermination de module de Young Transversal

Le module de Young transversal  $E_{T_{comp}}$  est déterminé dans un essai de traction transversale où le composite est chargé suivant la direction perpendiculaire aux fibres.



**Figure I.19.** Composite soumis à une traction transversale

La charge  $F_T$  est transmise intégralement dans la fibre et dans la matrice, soit

$$\sigma_T = \sigma_{mat} = \sigma_{fib}$$

Il en résulte que les déformations respectives de la fibre et de la matrice dans la direction transversale s'écrivent :

$$\varepsilon_{fib} = \frac{\sigma_T}{E_{fib}} \quad \varepsilon_{mat} = \frac{\sigma_T}{E_{mat}}$$

L'allongement transversal d'une cellule élémentaire est

$$\Delta l_2 = \varepsilon_{fib} h_{fib} + \varepsilon_{mat} h_{mat}$$

La déformation transversale s'écrit :

$$\varepsilon_T = \frac{\Delta l}{h_{fib} + h_{mat}} = \varepsilon_{fib} \frac{h_{fib}}{h_{fib} + h_{mat}} + \varepsilon_{mat} \frac{h_{mat}}{h_{fib} + h_{mat}}$$

Soit :

$$\varepsilon_T = \varepsilon_{fib} V_{fib} + \varepsilon_{mat} (1 - V_{fib})$$

Cette déformation est liée à la contrainte

$$\sigma_T = E_T \varepsilon_2$$

$$\frac{1}{E_T} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{1 - V_f}{E_m}$$

### I.9.4 Détermination du coefficient de Poisson longitudinal

Le coefficient  $\nu_{LT}$  est déterminé dans un essai de traction longitudinale

$$\varepsilon_{T_{mat}} = -\nu_{mat} \varepsilon_L$$

$$\varepsilon_{T_{fib}} = -\nu_{fib} \varepsilon_L$$

L'allongement transversal de la cellule élémentaire est :

$$\Delta l_T = -\nu_{mat} \varepsilon_L h_{mat} - \nu_{fib} \varepsilon_L h_{fib}$$

Déformation transversale s'écrit :

$$\varepsilon_T = \frac{\Delta l_T}{h_{\text{fib}} + h_{\text{mat}}} = -[v_{\text{mat}}(1 - V_{\text{fib}}) + v_{\text{fib}} V_{\text{fib}}] \varepsilon_L$$

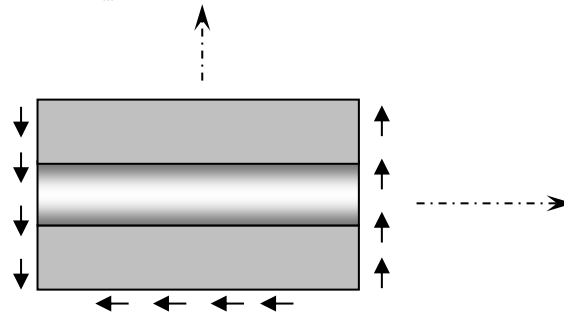
$v_{LT} = v_{\text{fib}} V_{\text{fib}} + v_{\text{mat}}(1 - V_{\text{fib}})$  Loi des mélanges pour le coefficient de Poisson longitudinal.

### I.9.5 Détermination du module de cisaillement longitudinal

On détermine le module de cisaillement longitudinal lors d'un essai de cisaillement longitudinal.

Les contraintes en cisaillement dans la fibre et dans la matrice sont égales. Les déformations en cisaillement de la fibre et de la matrice s'expriment comme suit :

$$\gamma_{\text{fib}} = \frac{\tau}{G_{\text{fib}}} \quad ; \quad \gamma_{\text{mat}} = \frac{\tau}{G_{\text{mat}}}$$



**Figure I.20.** Composite soumis à un cisaillement longitudinal

La déformation totale de la cellule est :

$$\delta = h_{\text{fib}} \gamma_{\text{fib}} + h_{\text{mat}} \gamma_{\text{mat}}$$

L'angle de cisaillement de la cellule s'écrit comme suit :

$$\gamma = \frac{\delta}{h_{\text{mat}} + h_{\text{fib}}} = \gamma_{\text{fib}} V_{\text{fib}} + \gamma_{\text{mat}} (1 - V_{\text{fib}})$$

Sachant que :  $\gamma = \frac{\tau}{G_{LT}}$ , on obtient :

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{V_{\text{fib}}}{G_{\text{fib}}} + \frac{1 - V_{\text{fib}}}{G_{\text{mat}}}$$

## I.10 Comportement élastique 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. [12]

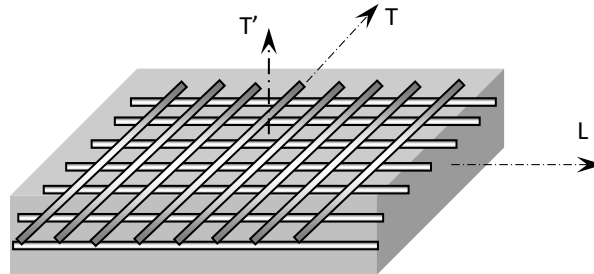


Figure I.21. Matériau composite bidirectionnel

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 :

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

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.2.** 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 :

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

## I.11 Détermination expérimentale des caractéristiques mécaniques

### I.11.1 Introduction

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 :

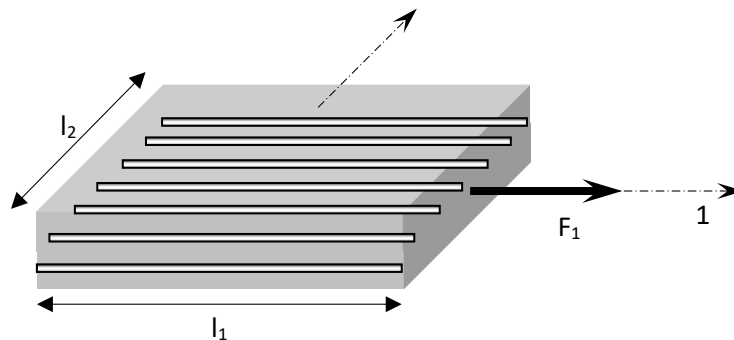
- Le module de Young longitudinal  $E_L$
- Le module de Young transversal  $E_T$
- Le coefficient de Poisson  $\nu_{LT}$
- le module de Coulomb  $G_{LT}$

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

### I.11.2 Les essais mécaniques

#### I.11.2.1 Essai de traction longitudinale

Dans cet essai, la force  $F$  est appliquée suivant la direction des fibres (voir Figure I.20). 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 I.22.** 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  $l$ )  $\Delta l_1$
- \* 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 :  $\varepsilon_2 = \frac{\Delta l_2}{l_2}$

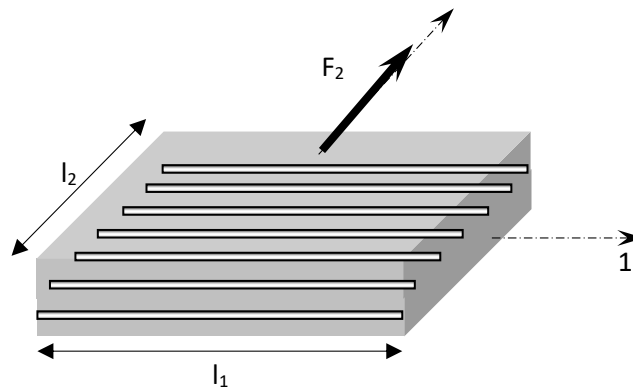
On déduit :

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

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

### **I.11.2.2** Essai de traction transversale

Dans cet essai, la force  $F$  est appliquée suivant la direction transverse aux fibres (voir Figure I.21). 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 I.23.** 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  $\nu_{TL}$  :  $\nu_{TL} = -\frac{\varepsilon_{11}}{\varepsilon_{22}}$



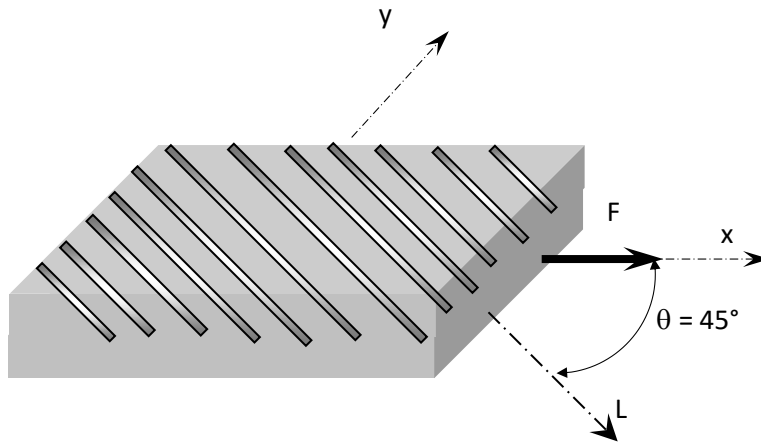
Les valeurs ainsi obtenues doivent vérifier la relation suivante :  $\frac{\nu_{LT}}{E_L} = \frac{\nu_{TL}}{E_T}$

### I.11.2.3 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 I.22).  $45^\circ$  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 I.24.** 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  $x$   $\epsilon_{xx}$  est donnée par :  $\epsilon_{xx} = \frac{\Delta l_x}{l_x}$

On déduit :

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

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.12 Conclusion**

Dans ce chapitre, nous avons présenté une introduction aux matériaux composites. Récapitulant les caractéristiques mécaniques disponibles dans la littérature. Les matériaux composites sont des matériaux très variés, disponibles partout, et connaissent actuellement un essor important dans tous les domaines d'application, en particulier en mécanique, vu leurs performances mécaniques.

Le développement des connaissances théoriques ne peut être suffisant sans un retour d'un capital expérimental, en effet, l'analyse expérimentale et l'accumulation des données, s'avère indispensable pour valider les modèles théoriques des lois de comportement qui régissent le comportement réel des matériaux.

Dans le cadre de cette étude, notre choix est porté sur l'analyse expérimentale de la propagation du délaminage des patchs d'une plaque composite stratifiée soumise à des forces de compression.

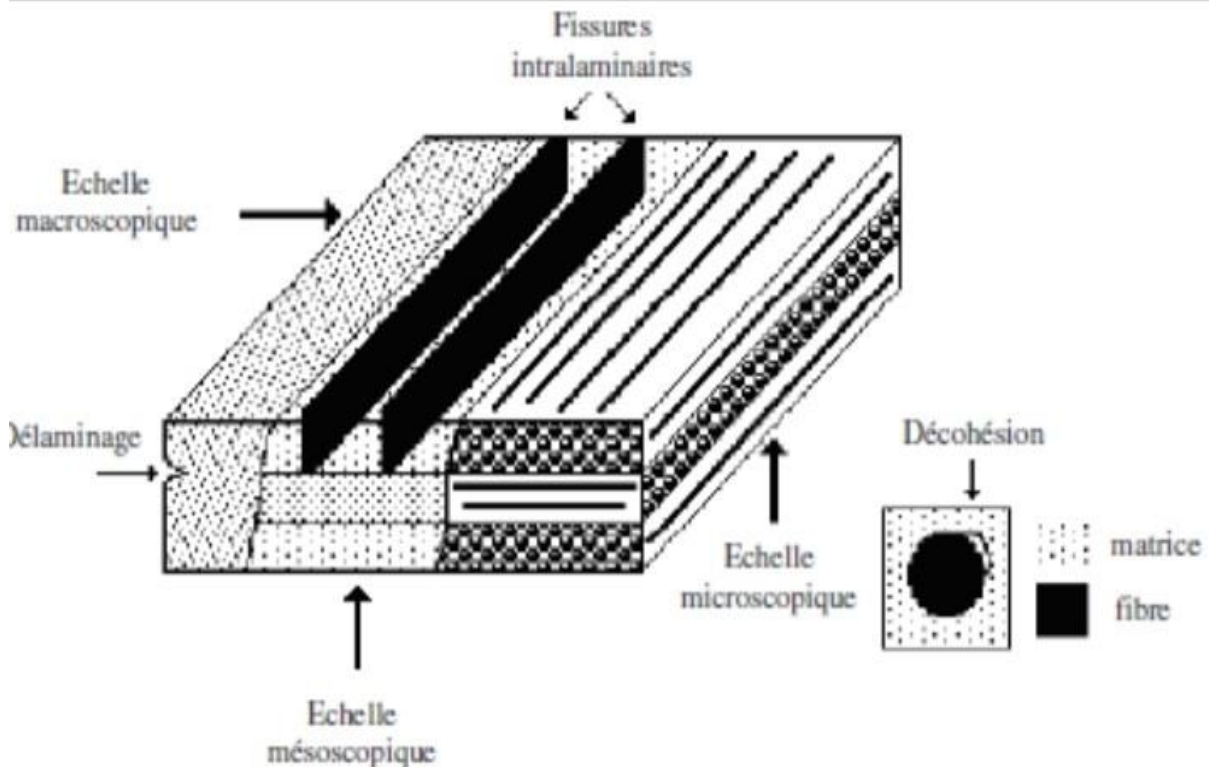
## II. Endommagement et rupture des matériaux composites

## II.1 Introduction

L'étude du comportement mécanique d'un matériau conduit souvent à prendre en compte la détérioration progressive qui mène à la ruine de la structure en composite. Cet endommagement peut trouver son origine dans le développement des défauts présents dès l'état d'élaboration ou induit par des sollicitations diverses lors de son utilisation. Ainsi les causes de l'endommagement les plus préoccupantes sont les concentrations de contraintes autour des entailles ou des trous. L'évolution du comportement mécanique d'un matériau depuis son état initial jusqu'à sa rupture est décrite par la théorie de l'endommagement.

L'endommagement des composites est un phénomène de séparation de la matière de nature essentiellement irréversible. Les nouvelles surfaces créées peuvent entrer en contact mais ne peuvent s'adhérer au sens de la mécanique des surfaces. Le processus de séparation de la matière correspond alors à la dissipation de l'énergie consommée pour la création de nouvelles surfaces et/ou de déformations irréversibles. On donne quelques classements des phénomènes de rupture observés dans les composites.

- La séparation se produit sans déformation pendant la phase de croissance des défauts. Il n'a pas de plasticité macroscopique observable, sauf au niveau de la fissure. La rupture dans ce cas est qualifiée de fragile.
- La séparation se produit après une déformation importante du matériau, la rupture est qualifiée de ductile. Il existe plusieurs types d'endommagement au sein d'une structure stratifiée unidirectionnelle ou tissée qui se révèlent à différentes échelles d'observation. Les plus significatifs sont donnés dans la figure 2.1. [14]



**Figure 2.1** : Les différentes échelles d'observation de l'endommagement dans un composite stratifié.

- A l'échelle microscopique apparaissent le phénomène de décohésion fibre/matrice, la fissuration de la matrice et la rupture des fibres.
- A l'échelle macroscopique on observe le phénomène de délaminage (décollement inter pli).
- A l'échelle mésoscopique on observe l'apparition de nombreuses fissures intra laminaires mais également la rupture de fibres qui intervient au stade ultime de la ruine du matériau, qui sont parallèles à la direction des fibres.

## **II.2 Définition de l'endommagement**

De manière générale l'endommagement est défini comme un ensemble de changements microstructuraux au sein du matériau qui occasionne une détérioration irréversible plus ou moins importante. Les matériaux composites sont sujets à différents types d'endommagement que l'on peut classer en fonction de leur apparition dans l'historique de leur chargement. Généralement, un mécanisme n'est pas isolé, mais divers mécanismes coexistent. Ces mécanismes se développent suivant la nature des matériaux et les conditions de sollicitations mécaniques imposées.

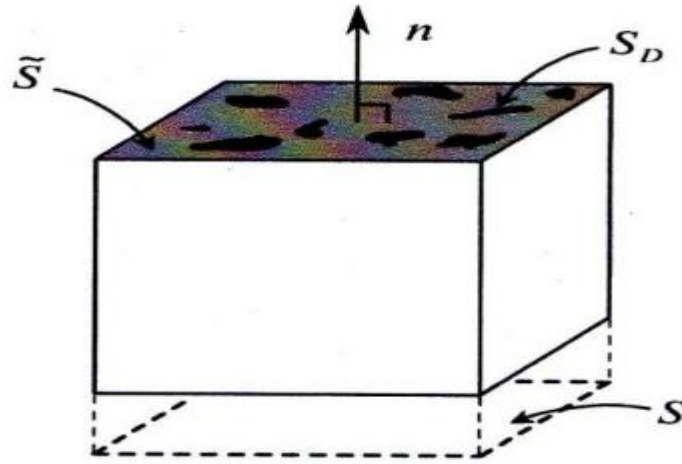
Dans le cas d'un stratifié croisé soumis à une traction dans la direction  $0^\circ$ , le premier phénomène de rupture observé est celui de la fissuration des couches orientés à  $90^\circ$ . La fissuration se produit par rupture longitudinale de la matrice ou/et par rupture de l'interface fibre-matrice dans les couches orientées à  $90^\circ$ . Cette fissuration conduit à la formation de fissures orientées transversalement à la direction du chargement mécanique.

Ainsi, cette fissuration initiale des couches à  $90^\circ$  est appelée fissuration transverse du stratifié croisé. Lorsque le chargement mécanique est augmenté, le nombre de fissures croit jusqu'à atteindre un état de saturation de la fissuration. Les fissures transverses créent en pointes de fissures entre les couches orientées à  $90^\circ$  et à  $0^\circ$ , des concentrations de contraintes qui conduisent à l'initiation puis à la propagation du délaminage à l'interface entre les couches. Ce délaminage se développe ensuite jusqu'à la rupture finale du stratifié par rupture des fibres et de la matrice dans les couches à  $0^\circ$ . [15]

## **II.3 Variable d'endommagement**

La définition d'une variable d'endommagement représentative de l'état de détérioration d'un matériau, peut être reliée à la mesure des propriétés globales d'élasticité grâce à la notion de contraintes effectives. Ainsi, dans le cas d'un chargement uniaxial, la force  $F$  s'applique sur la section  $S$ .

Considérons un élément de volume d'un matériau endommagé figure 2.2, c'est-à-dire au sein duquel on trouve des microfissures et des cavités dans des proportions notables alors que dans l'état initial du même matériau non endommagé, ces microfissures et ces cavités sont imperceptibles. Soit une section d'aire  $S$  de cet élément de volume repéré par sa normale  $(n)$ , dans cette section il apparaît des discontinuités de forme diverses d'aire totale  $S_D$ . [16]



**Figure 2.2 : Elément de volume endommagé**

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

$$\hat{S} = S - S_D \quad (2.1)$$

L'endommagement dans la direction  $(n)$  noté  $D_n$  est alors défini comme le rapport entre  $S_D$  et  $S$  :

$$D_n = \frac{S_D}{S} = \frac{S - \hat{S}}{S} \quad (2.2)$$

Ainsi, la variable d'endommagement  $D_n$  représente l'aire relative des microfissures et des cavités coupées par le plan défini par sa normale  $(n)$ . Mathématiquement, lorsque  $S$  tend vers 1,  $D_n$  représente la densité surfacique des discontinuités de la matière dans le plan de normale  $(n)$ .  $D_n$  varie de 0 à 1 entre l'état initial non endommagé et la rupture de l'élément de volume considéré selon un plan normal à  $(n)$  :

$$\hat{S} = S \rightarrow D_n = 0$$

$$\hat{S} = 0 \rightarrow D_n = 1$$

Dans le cas d'un endommagement anisotrope, constitué de microfissures et de cavités orientées, la valeur de  $D_n$  dépend de la direction de la normale  $(n)$ . Un endommagement isotrope présente au contraire une distribution uniforme des microfissures et des cavités, dans ce cas, la variable  $D_n$  est indépendante de la direction  $(n)$  et le scalaire  $D$  décrit complètement l'état d'endommagement. Une des limites d'utilisation de cette variable d'endommagement vient de la difficulté expérimentale à connaître avec la morphologie des défauts pour calculer  $\hat{S}$  ou  $S_D$ .

### II.3.1 Contrainte usuelle et contrainte effective

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (2.3)$$

$\sigma$  représente alors le contrainte usuelle.

En présence d'un endommagement isotrope de mesure  $D$ , la section de résistance effective  $\hat{S}$  est :

$$\hat{S} = S - S_D = S(1 - D) \quad (2.4)$$

La  $\sigma'$  contrainte effective est alors définie comme la force rapportée à la section de résistance effective  $\hat{S}$  :

$$\sigma' = \frac{F}{\hat{S}} \quad (2.5)$$

$\sigma'$  peut alors s'exprimer en fonction de la contrainte usuelle  $\sigma$  et de la variable d'endommagement  $D$  :

$$\sigma' = \frac{F}{\hat{S}} = \sigma \frac{S}{\hat{S}} = \frac{\sigma}{(1-D)} \quad (2.6)$$

### II.3.2 Comportement endommageable

La notion de contrainte effective offre un moyen simple d'intégrer les effets de l'endommagement dans un modèle de comportement donné, c'est-à-dire coupler l'endommagement à d'autres comportements comme l'élasticité ou l'élasto-viscoplasticité. Pour ce fait, on suppose que le modèle de comportement non endommagé fournit en réalité la contrainte effective, on passe alors à la contrainte apparente à l'aide de la relation ci-dessus. [16]

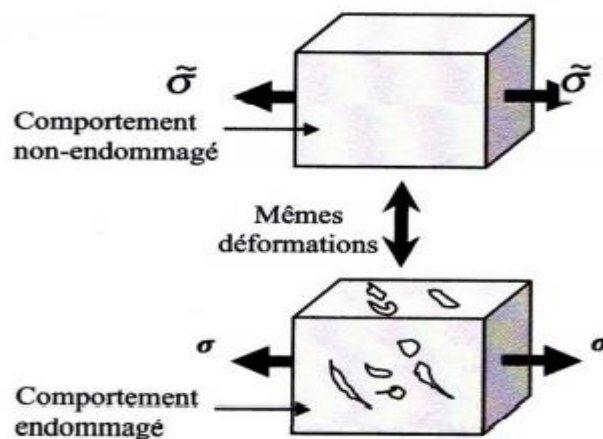
Par exemple, dans le cas d'un comportement élastique linéaire, la contrainte effective sera liée à la déformation par :

$$\sigma' = E \varepsilon \quad (2.7)$$

Les deux relations ci-dessus permettent alors de trouver le modèle de comportement apparent, dit élastique endommagé, de l'élément de volume :

$$\sigma = E (1-D) \varepsilon \quad (2.8)$$

Et la quantité  $E (1-D)$  ainsi obtenu est appelée module de Young endommagé de la section. On a donc défini le comportement endommagé de l'élément de volume comme le comportement qui, sous l'effet de  $\sigma$  donne la même déformation que le comportement intact sous l'effet de  $\sigma'$ . Cette définition est appelée principe d'équivalence en déformation et a été proposée par Lemaître figure 2.3.



**Figure 2.3 :** Contrainte effective et le principe d'équivalence en déformations

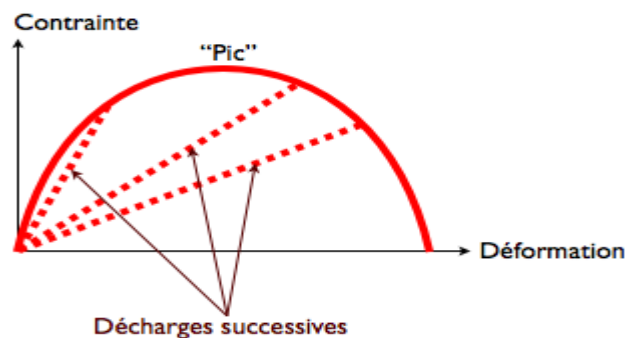
Il est possible de procéder de la même façon en présence de la plasticité ou de la viscosité, et donc d'ajouter l'endommagement continu à la plupart des modèles de comportement courants. Toutefois, cette approche ne permet pas de modéliser tous les comportements endommageables rencontrés dans la réalité, on observe parfois des interactions complexes entre phénomènes physiques demandant des modèles fortement couplés, d'écriture plus complexes, que nous n'aborderons pas ici. A l'inverse, le principe d'équivalence en déformation conduit à des modèles faiblement couplés car l'endommagement est supposé ne pas influencer directement les autres phénomènes.

### II.3.3 Lois d'évaluation

Pour modéliser la façon dont l'élément de volume se dégrade, il reste alors à se donner une loi d'évaluation portant sur la variable d'endommagement [16]. Les plus simples de ces lois évoquent celles que l'on utilise en plasticité et vérifient les critères suivants :

- L'endommagement augmente dès qu'une certaine quantité (généralement la déformation) dépasse un certain seuil.
- L'endommagement évolue de manière irréversible (il peut qu'augmenter jusqu'à la rupture, et le seuil peut alors augmenter avec l'endommagement).

Dans le cadre de l'élasticité endommageable, on obtient une réponse analogue au schéma de la figure 2.4. L'effet de l'endommagement se traduit par des pertes de raideur visibles lorsque l'on décharge l'élément de volume.



**Figure 2.4 :** Allure d'une courbe contrainte-déformation en présence d'endommagement.

## II.4 Modélisation du comportement avec endommagement de la monocouche

La dégradation du composite due à l'apparition de micro-vides et de microfissure, est un phénomène mécanique majeur pour les composites stratifiés. On s'intéresse à trois mécanismes dans une monocouche :

- Rupture des fibres.
- La microfissuration transverse de la matrice parallèlement aux fibres.
- La dégradation de l'interface fibre matrice.

Une homogénéisation permet de transférer de l'échelle « micro » à l'échelle « méso » des informations plus ou moins quantitatives (type microfissuration, rigidité des éléments...).



Après homogénéisation, on peut regarder la couche élémentaire comme un matériau homogène orthotrope. Pour modéliser l'endommagement du composite, on introduit des variables internes associées à la perte de rigidité du matériau isotrope égal à  $E_0(1-D)$ . Le module n'est pas affecté par l'endommagement D'où le tenseur de complaisance élastique endommagé s'écrit par exemple à l'aide de trois variables :  $d_1$  affectant la traction longitudinale,  $d_2$  affectant la traction transverse,  $d_{12}$  affectant le cisaillement. [17] [18]

$$K^{-1} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1(1-d_1)} & \frac{-\nu_{12}}{E_1 d_{12}} & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_2 d_{12}} & \frac{1}{E_2(1-d_2)} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{2G_{12}d_{12}} \end{bmatrix} \quad (2.9)$$

L'énergie du composite endommagé s'écrit :

$$E_D = \frac{1}{2} \left[ \frac{\sigma_{11}^2}{E_1(1-d_1)} - 2 \frac{-\nu_{12}}{E_1 d_{12}} \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{(\sigma_{22})^2}{E_2(1-d_2)} + \frac{(\sigma_{22})^2}{E_2} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}d_{12}} \right] \quad (2.10)$$

On déduit la dissipation due aux endommagements avec trois variables  $d_1$ ,  $d_2$  et  $d_{12}$  :

$$Y_{d1} = \rho \left. \frac{\partial E_D}{\partial d_1} \right|_{\sigma} = \frac{(\sigma_{11})^2}{2E_1(1-d_1)^2} \quad (2.11)$$

$$Y_{d2} = \rho \left. \frac{\partial E_D}{\partial d_2} \right|_{\sigma} = \frac{(\sigma_{22})^2}{2E_2(1-d_2)^2} \quad (2.12)$$

$$Y_{d12} = \rho \left. \frac{\partial E_D}{\partial d_{12}} \right|_{\sigma} = \frac{\sigma_{12}^2}{2G_{12}d_{12}^2} \quad (2.13)$$

## II.5 Mécanisme d'endommagement

Les premiers endommagements observables au microscope optique apparaissent au niveau de la matrice des composites aux environs de tiers de la charge à la rupture. L'endommagement des renforts ne se produit qu'au moment de la rupture. Entre ces deux stades d'endommagement, il existe un troisième qui résulte de l'interaction fibres/matrices qui est la fissuration de l'interface. L'assemblage de ces divers mécanismes élémentaires conduit le matériau à la rupture finale, ces mécanismes s'étendent suivant la nature du matériau et les conditions de sollicitation imposées.

### II.5.1 Fissuration matricielle

La complexité des matériaux composites conduit à plusieurs types d'endommagements. Les microfissures se produisant au sein de la matrice, apparaissent aux niveaux des propriétés et des inclusions, soit par :

-fissuration transversale : où on constate une rupture de la matrice provoquée des criques ou des décohésions fibre/matrice, se propageant le long des fibres désorientées par rapport à la direction de sollicitation figure 2.5. [16]

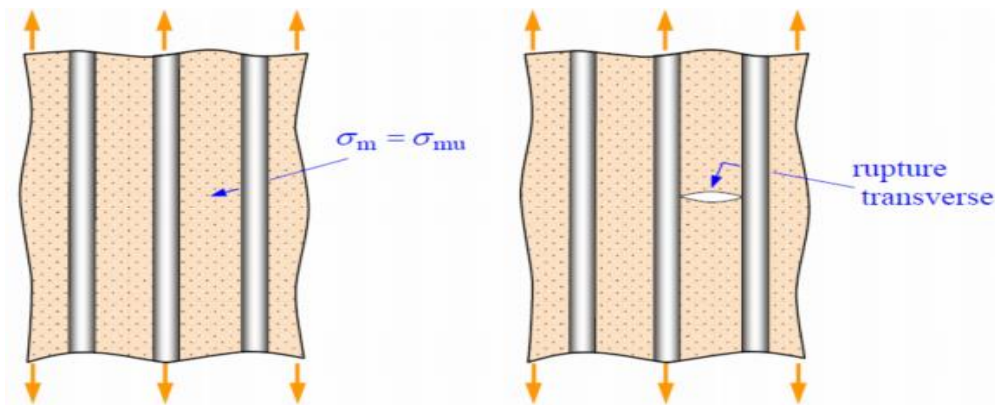


Figure 2.5 : Fissuration transversale de la matrice

-fissuration longitudinale : ces fissures sont de même nature que les fissures transverses, sauf qu'elles se développent le long des fibres orientées suivant la direction de sollicitation figure 2.6.

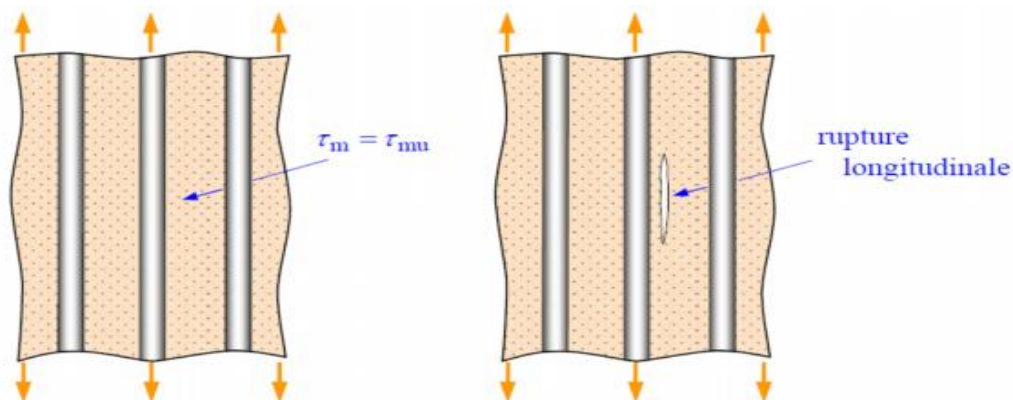


Figure 2.6 : Fissuration longitudinale de la matrice.

Ce dernier mode de rupture se produit lorsque la contrainte de décohésion est supérieure à celle de cisaillement. Cette fissuration se propage selon la direction perpendiculaire à la sollicitation et elle peut provoquer une décohésion fibre-matrice.

### II.5.2 Rupture des fibres

Un autre mode de dégradation provoquant la rupture finale du stratifié est la rupture sans fibre. Ceci est pratiquement évident dans le cas des plis sollicités dans le sens des fibres, en traction ou en compression. La rupture de fibres intervient lorsque la contrainte de traction  $\sigma_f$  dans une fibre atteint la contrainte à la rupture  $\sigma_{fr}$ . Elle se produit souvent dans les plis les moins

désorientés par rapport à la direction de sollicitation. L'excès d'effort provoquera la rupture des constituants voisins. [16]

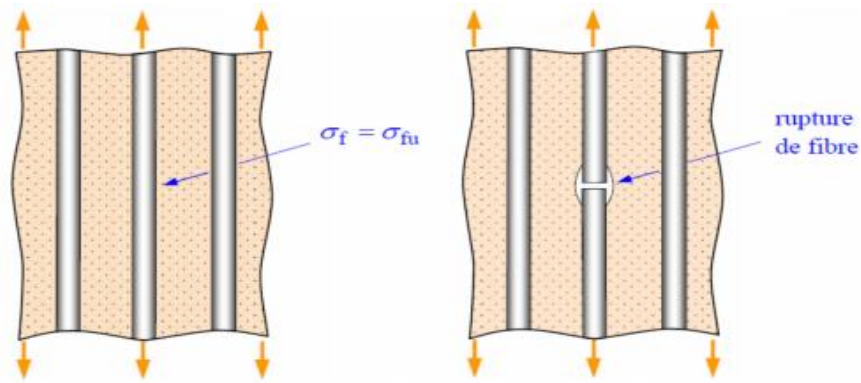


Figure 2.7 : Mécanisme rupture de fibre

### II.5.3 Endommagement de l'interface

La rupture par décohésion de l'interface fibre/matrice figure 2.8 se produit lorsque la contrainte de décohésion est inférieure à la contrainte en cisaillement à la rupture.

Tous ces dommages sont internes, les critères d'endommagement et de rupture des composites doivent nécessairement tenir compte de l'aspect tridimensionnel. Pour cela l'étude de l'endommagement fait appel à des moyens classiques comme la microscopie, mais a aussi des moyens d'observations spécifiques comme la radiographie, la tomographie ou l'holographie qui permettent mieux que la microscopie, des observations tridimensionnelles.

Enfin, il convient de souligner l'ambiguïté de la notion d'endommagement dans les composites car toutes les microfissures qui apparaissent dans la matrice ne conduisent pas toujours à un affaiblissement de la résistance résiduelle du composite. A priori, une microfissure de la résine doit être vue comme une altération ou une modification de la géométrie avant d'être vu comme un dommage. [16]

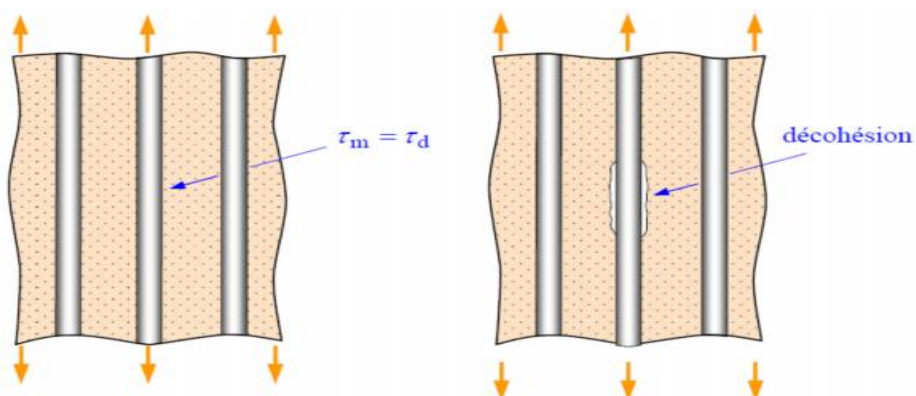


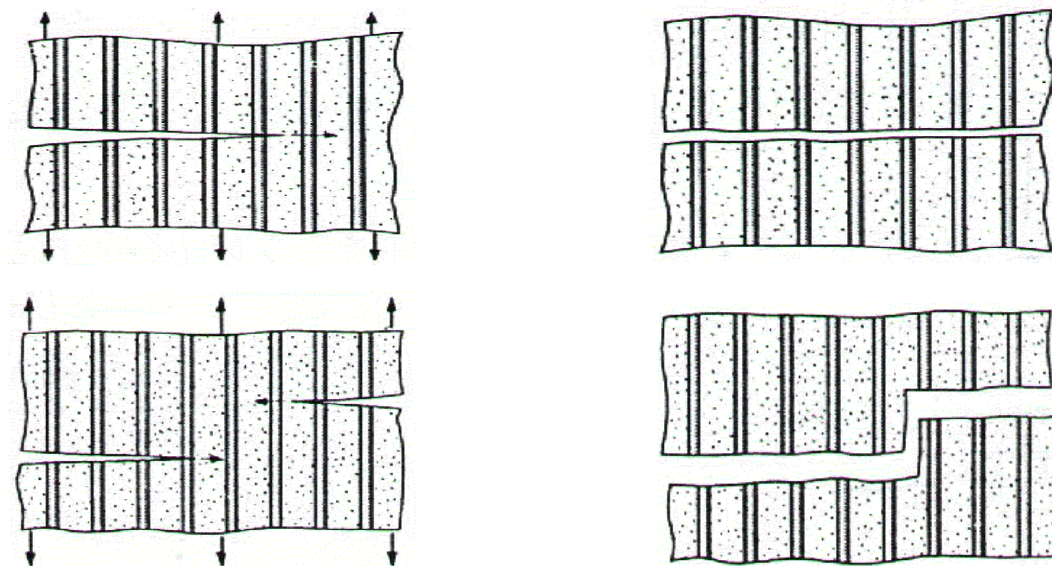
Figure 2.8 : Phénomène de décohésion fibre-matrice

## II.6 Propagation de la fissure

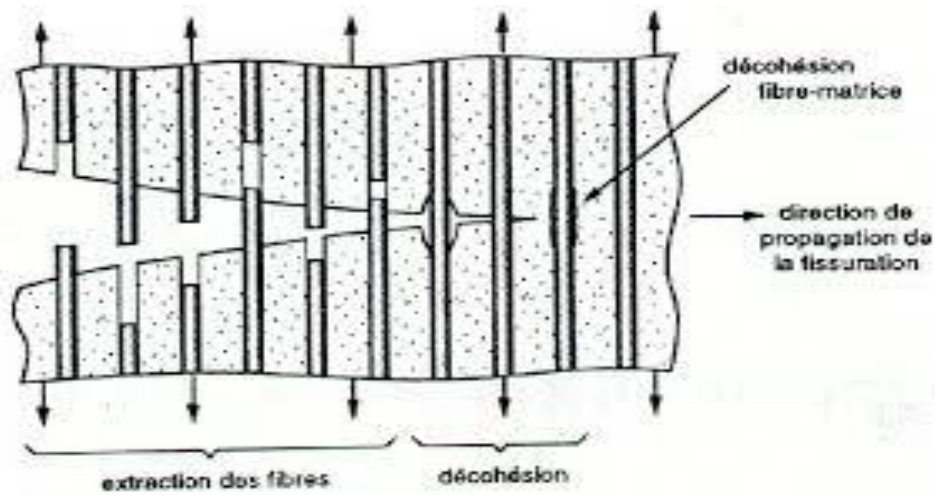
Après initiation, la propagation de la rupture diffère suivant la nature de l'interface fibre-matrice. Dans le cas d'une adhérence fibre-matrice élevée, la rupture initiée par rupture des fibres ou par rupture de la matrice, induit en front de fissure des concentrations de contraintes conduisant à une propagation de la rupture successivement dans les fibres et dans la matrice (figure 2.9.a). La rupture observée est de type fragile (figure 2.9.b). Il est également possible d'observer un pontage par rupture longitudinale de la matrice ou par décohésion fibre-matrice de deux fissures initiées dans des zones différentes (figure 2.9.c et figure 2.9.d).

Dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice, la propagation transverse de la fissuration peut être schématisée de la manière suivante. En tête de fissure, la rupture de la matrice traverse les fibres figure 2.10 sans qu'il y ait rupture des fibres, mais avec décohésion de l'interface fibre-matrice. Dans certains cas, les concentrations de contraintes en tête de fissure peuvent conduire figure 2.10 à une décohésion fibre-matrice avant la rupture transverse de la matrice. En arrière, l'ouverture de la fissure induit des contraintes élevées dans les fibres pontant la fissure. Ces contraintes provoquent la rupture des fibres à une distance plus ou moins proche de la surface de rupture. La fissure continuant de progresser, les fibres rompues sont extraites de la fissure au fur et à mesure de la progression de la fissure.

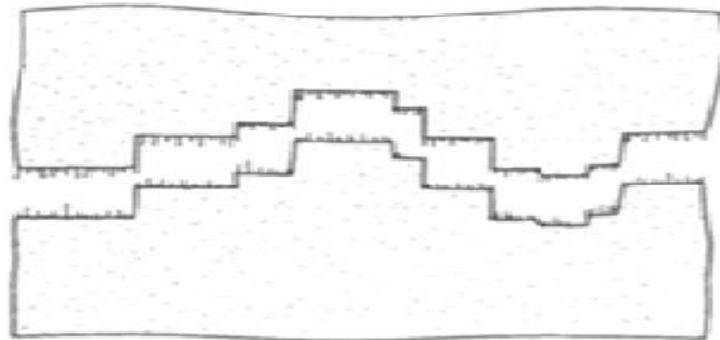
Le pontage des fissures transversales peut se faire par propagation de la rupture à l'interface fibre-matrice, conduisant à un profil plus ou moins en escalier de la surface de rupture figure 2.11.



**Figure 2.9 :** Propagation de la rupture dans le cas d'une forte adhérence fibre-matrice.



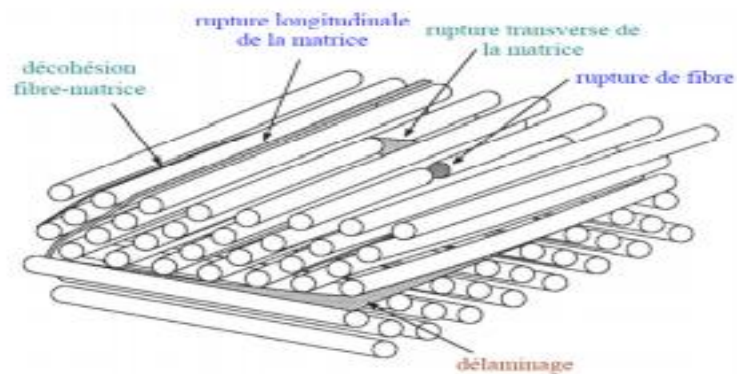
**Figure 2.10 :** Propagation de la rupture dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice.



**Figure 2.11 :** Surfaces de rupture dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice.

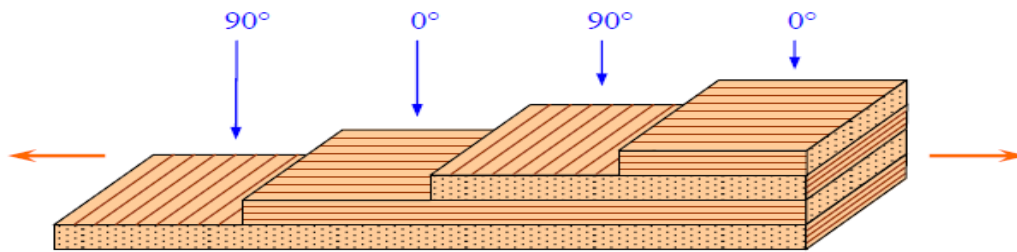
## II.7 Rupture des stratifiés

Dans le cas de stratifiés aux mécanismes élémentaires décrits précédemment (déchirure fibre-matrice, rupture longitudinale de la matrice, rupture transverse de la matrice, rupture de fibres), s'ajoute figure 2.12 un mécanisme de rupture entre les couches, appelé rupture par délaminage. Les mécanismes de rupture induits dépendent de la nature des constituants, de l'architecture des couches et du mode de sollicitation mécanique imposé.



**Figure 2.12 :** Mécanismes de rupture observés dans les stratifiés. [19]

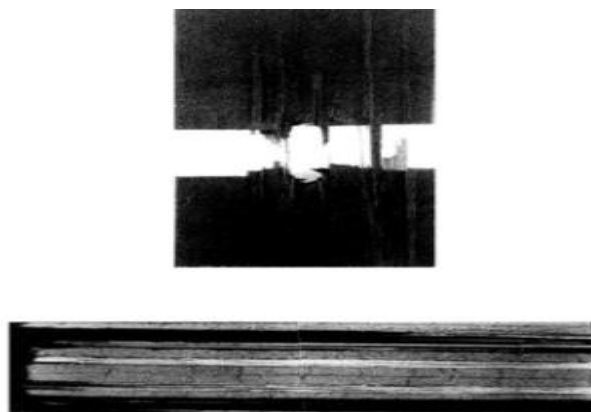
Par exemple, dans le cas d'un stratifié croisé soumis à une traction dans la direction 0° figure 2.13



**Figure 2.13 :** Stratifié croisé soumis à une traction dans la direction 0°.

Le premier phénomène de rupture observé est celui de la fissuration des couches orientées à 90°. La fissuration se produit par rupture longitudinale de la matrice ou/et par rupture de l'interface fibre-matrice dans les couches orientées à 90°.

Cette fissuration conduit à la formation de fissures orientées transversalement figure 2.14 à la direction du chargement mécanique. Ainsi, cette fissuration initiale des couches à 90° est appelée fissuration transverse du stratifié croisé. Lorsque le chargement mécanique est augmenté, le nombre de fissures croît jusqu'à atteindre un état de saturation de la fissuration. Les fissures transverses créent en pointes de fissures, entre les couches orientées à 90° et à 0°, des concentrations de contraintes qui conduisent à l'initiation puis à la propagation du délaminage à l'interface entre les couches. Ce délaminage se développe ensuite jusqu'à la rupture finale du stratifié par rupture des fibres et de la matrice dans les couches à 0°. La figure 2.14 montre l'aspect final de la surface après rupture.



**Figure 2.14 :** Rupture en présence d'un trou d'un composite  $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$  à fibres de carbone : (haut) Rupture macroscopique au droit du trou (x 1), (bas) Bord de l'éprouvette loin du trou : les couches à 90° sont microfissurées (Document ONERA).

## **II.8 Critères de rupture**

Les critères de rupture ont pour objectifs de permettre au concepteur d'avoir une évaluation de la résistance mécanique des matériaux. D'une manière générale, la résistance mécanique d'un matériau correspond à une dégradation irréversible, soit à la rupture réelle du matériau, soit à

la limite du domaine élastique [16]. Les critères de rupture sont établis dans ce cas et peuvent être classés comme suit :

- Des critères en contraintes maximales.
- Des critères en déformation maximales.
- Des critères interactifs, souvent appelés critères énergétique.

### **II.8.1 Critère de la contrainte maximale**

Le critère de la contrainte maximale, est le critère de rupture macroscopique le plus ancien et le plus simple. Il peut s'appliquer aussi aux constituants individuelles, fibre et matrice du composite à matrice polymère et renfort fibreux long (approche micromécanique), que dans le cas d'un stratifié unidirectionnel (approche macro-mécanique).

#### **a. Critère dans les axes principaux**

Le critère de la contrainte maximale fait intervenir :

- Les contraintes à la rupture suivant l'axe longitudinal respectivement en traction et en compression  $X_t$ ,  $X_c$ .
- La contrainte de rupture suivant l'axe transversal respectivement en traction et en compression  $Y_t$ ,  $Y_c$ .
- La contrainte à la rupture en cisaillement dans le plan de la couche  $S$  ou les axes longitudinaux et transversaux sont les axes principaux de la couche.

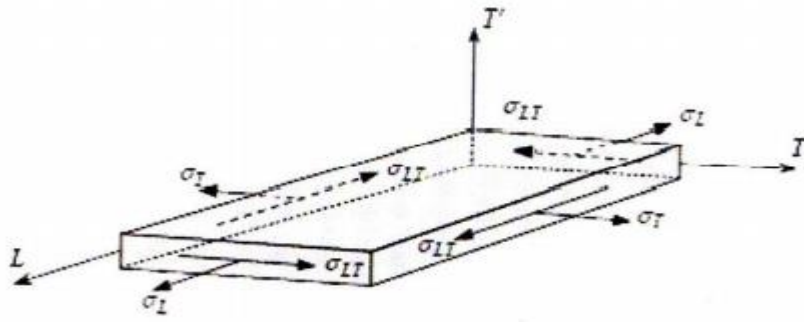
Le critère de la contrainte maximale stipule que la résistance mécanique de la couche est atteinte lorsque l'une des trois contraintes planes ( $\sigma_L$ ,  $\sigma_T$ ,  $\sigma_{LT}$ ) auxquelles une couche est soumise atteint la valeur de la contrainte à la rupture correspondante. Le critère de la contrainte maximale s'écrit sous la forme :

$$- X_c < \delta_L < X_t \quad (2.14)$$

$$- Y_c < \delta_T < Y_t \quad (2.15)$$

$$- S < Y_{LT} < S \quad (2.16)$$

Lorsque l'une des contraintes atteint la valeur critique correspondante, le stratifié est alors considéré comme rompu. Ce type de critère exclut l'existence d'interactions entre les contraintes principales, les mécanismes de rupture longitudinale, transversale ou en cisaillement sont supposés se produire indépendamment les uns des autres figure 2.15.



**Figure 2.15 : Contrainte dans les axes des matériaux d'une couche.**

Le critère de la contrainte maximale permet toutefois de connaître les mécanismes de rupture du pli unidirectionnel dans le cas d'un stratifié. Cinq mécanismes sont notés selon les différents constituants (fibre, matrice et/ou interface fibre/matrice) et suivant le type de sollicitation appliquée. Le tableau 2.1 résume l'ensemble des équations du critère de la contrainte maximale et les modes d'endommagement correspondants.  $e_{iM}$  Représente l'indice de rupture du constituant  $i$  par le critère  $M$  (contrainte maximale),  $i = m =$  matrice,  $i = fs =$  interface,  $i = f =$  fibre.

**Tableau 2.1 :** Equation du critère de la contrainte maximale en contraintes planes dans le cas d'un stratifié unidirectionnel.

Mode d'endommagement	Critère de la contrainte maximale
Rupture de la matrice par traction ( $\sigma_2 \geq 0$ )	$e_{mM}^2 = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_t}\right)^2 \geq 1$
Rupture de la matrice par compression ( $\sigma_2 < 0$ )	$e_{mM}^2 = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_c}\right)^2 \geq 1$
Cisaillement de l'interface	$e_{fsM}^2 = \left(\frac{\sigma_{12}}{S}\right)^2 \geq 1$
Rupture de la fibre par traction ( $\sigma_1 \geq 0$ )	$e_{fM}^2 = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_t}\right) \geq 1$
Rupture de la fibre par compression ( $\sigma_1 < 0$ )	$e_{fM}^2 = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_c}\right) \geq 1$

### b. Critère de rupture en dehors des axes principaux

Dans le cas où l'état des contraintes est exprimé dans d'autres axes de référence, il faut se ramener aux axes principaux par une rotation d'un angle  $X$ , dans ce cas, les contraintes exprimées dans les axes principaux s'écrivent :

$$\sigma_L = \sigma_{XX} \cos^2 \theta + \sigma_{yy} \sin^2 \theta + 2\sigma_{xy} \sin \theta \cos \theta \quad (2.17)$$

$$\sigma_T = \sigma_{xx} \sin^2 \theta + \sigma_{yy} \cos^2 \theta - 2\sigma_{xy} \sin \theta \cos \theta \quad (2.18)$$

$$\sigma_{LT} = \sigma_{xx}(\sigma_{yy} - \sigma_{xx}) \sin \theta \cos \theta + \sigma_{xy}(\cos^2 \theta \sin^2 \theta) \quad (2.19)$$



Et le critère de rupture s'exprime sous la forme :

$$-X_c < \sigma_{xx} \cos^2 \theta + \sigma_{yy} \sin^2 \theta + 2\sigma_{xy} \sin \theta \cos \theta < X_T \quad (2.20)$$

$$-Y_c < \sigma_{xx} \sin^2 \theta + \sigma_{yy} \cos^2 \theta + 2\sigma_{xy} \sin \theta \cos \theta < Y_T \quad (2.21)$$

$$-S < (\sigma_{yy} - \sigma_{xx}) \sin \theta \cos \theta + \sigma_{xy}(\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) < X_T \quad (2.22)$$

### II.8.2 Critère de la déformation maximale

Les critères en déformation maximale sont transposés aux critères de contraintes maximales, les déformations étant bornées, au lieu des contraintes, les critères de déformations principales font intervenir :

-La déformation à la traction (ou compression) suivant l'axe longitudinale, à savoir

$$X_{\varepsilon_t}(X_{\varepsilon_c}).$$

-La déformation à la rupture en traction (ou compression) suivant l'axe transversal, à savoir  $Y_{\varepsilon_t}(Y_{\varepsilon_c})$ .

- La déformation à la rupture en cisaillement dans le plan de la couche à savoir  $S_{\varepsilon}$ .

Lorsque l'une des déformations principales atteint la déformation à la rupture correspondante, la résistance mécanique est considérée comme étant atteinte et le critère de la déformation s'écrit comme suit :

$$-X_{\varepsilon c} < \varepsilon_L < X_{\varepsilon t} \quad (2.23)$$

$$-Y_{\varepsilon c} < \varepsilon_T < Y_{\varepsilon t} \quad (2.24)$$

$$-S_{\varepsilon} < \gamma_{LT} < S_{\varepsilon} \quad (2.25)$$

### II.8.3 Critère interactifs

Les critères en contraintes maximales et déformations maximales ne permettent pas de prendre en compte l'ensemble du résultat expérimental. D'autre part, ces critères excluent l'existence d'interaction entre les contraintes ou déformations dans les axes des matériaux. Les mécanismes de rupture longitudinales, transversales ou en cisaillements sont supposés se produire indépendamment. Des critères interactifs ont été recherchés en étendant aux matériaux orthotropes le critère de von Mises, utilisé pour les matériaux isotropes. Le critère de Von Mises est relié à l'énergie de déformation emmagasinée par unité de volume du matériau déformé. C'est la raison pour laquelle ces critères interactifs sont parfois appelés critères ne sont plus reliés exclusivement à l'énergie de déformation.

Le Critère de Hashin adopte une approche différente, en définissant non pas un critère multiaxial, mais plusieurs, un par mode de rupture [18]. C'est en quelque sorte un multicritère, basé sur des considérations phénoménologiques et micromécaniques, qui considèrent quatre modes de ruptures en tout :

Rupture matricielle en traction (pour  $\sigma_{23}^2 + \sigma_{33} > 0$ ) :

$$\frac{1}{T_{22}^2} (\sigma_{22} + \sigma_{33})^2 + \frac{1}{S_{23}^2} (\sigma_{23}^2 + \sigma_{22}\sigma_{33}) + \frac{1}{S_{12}^2} (\sigma_{12} + \sigma_{31})^2 \leq 1 \quad (2.26)$$

Rupture matricielle en compression ( $\sigma_{22} + \sigma_{33} > 0$ ) :

$$\frac{1}{c_{22}} \left[ \left( \frac{c_{22}}{2S_{23}} \right)^2 - 1 \right] (\sigma_{22} + \sigma_{33}) + \frac{1}{4S_{23}^2} (\sigma_{23}^2 + \sigma_{22}\sigma_{33})^2 + \frac{1}{S_{23}^2} (\sigma_{23}^2 + \sigma_{22}\sigma_{33}) + \frac{1}{S_{12}^2} (\sigma_{12}^2 + \sigma_{31}^2) \leq 1 \quad (2.27)$$

Rupture des fibres en traction (pour  $\sigma_{11} > 0$ ) :

$$\left( \frac{\sigma_{11}}{T_1} \right)^2 + \frac{1}{S_{12}^2} (\sigma_{12}^2 + \sigma_{31}^2) \leq 1 \quad (2.28)$$

Rupture des fibres en compression (pour  $\sigma_{11} > 0$ ) :

$$\left( \frac{\sigma_{11}}{\sigma_{11}} \right)^2 \leq 1 \quad (2.29)$$

Le principal attrait de ce multicritère par rapport aux précédents est qu'il est capable de discriminer différents modes. Il permet ainsi de prédire plus précisément chaque scénario de l'identification commence toutefois à devenir son triviale.

## II.9 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons interpréter divers mécanismes d'endommagement pour avoir des connaissances sur les modes de rupture et les critères de résistance. L'endommagement des composites est un phénomène irréversible. Les nouvelles surfaces créées peuvent entrer en contact mais ne peuvent s'adhérer au sens de la mécanique des surfaces. Le processus de séparation de la matière correspond alors à la dissipation de l'énergie consommée pour la création de nouvelles surfaces et/ou de déformations irréversibles. On donne les échelles d'observation de l'endommagement des composites :

- A l'échelle microscopique apparaissent le phénomène de décohésion fibre/matrice, la fissuration de la matrice et la rupture des fibres,
- A l'échelle macroscopique on observe le phénomène de délaminage (décollement inter pli),
- A l'échelle mésoscopique on observe l'apparition de nombreuses fissures intra laminaires mais également la rupture de fibres qui intervient au stade ultime de la ruine du matériau, qui sont parallèles à la direction des fibres.

### III. Etude expérimentale de l'endommagement des composites sandwichs

### III.1 Introduction

Ce chapitre traite des propriétés mécaniques de matériaux composites sandwichs dont les peaux contiennent une couche de matériau viscoélastique. Ce type d'insertion est unique, utilisé afin d'augmenter l'amortissement du matériau. Cependant, peu d'études se sont concentrées sur les propriétés mécaniques de ce type de matériaux modifiés. Tout d'abord, des peaux avec inserts viscoélastiques ont été comparées en traction à des peaux non modifiées. Des tests d'indentation quasi-statique ont ensuite été réalisés avec plusieurs échantillons de matériaux composites sandwichs comprenant d'insert d'une couche à différentes épaisseurs. Ces essais ont permis de comprendre comment l'insertion de matériau viscoélastique pouvait modifier les performances mécaniques de matériaux composites sandwichs en flexion.

### III.2 Préparation des stratifiés (verre/époxy)

Les essais de traction réalisés sur des plaques stratifiés et sandwichs, à matrice époxy renforcés de tissus de fibres de verre et âmes en polymère EVA. Les fibres de verre de type E ont été sélectionnées pour cette étude étant donné qu'elle est très répandue dans les articles de sports. Les résultats seront ainsi proposés sur les avantages et les limites de l'approche expérimentale les plus utilisées actuellement.

Les stratifiés de l'étudié sont fabriqués à base d'une matrice époxy, renforcés par des tissus de verre contenant 60% de fibres en volume. La résine époxy est dur offrant un excellent comportement de résistance à l'impact et est applicable à la température ambiante, ce qui rend favorable pour des applications dans les produits automobiles et de sport. Les stratifiés ont été produits à partir des pré-imprégnés ( $0^\circ/90^\circ$ ) sous la forme de quatre (04) couches désignés  $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$ . Ici ( $0^\circ/90^\circ$ ) est une seule couche dans laquelle  $0^\circ$  et  $90^\circ$  représentent torons (fibres) dans direction chaîne et trame, respectivement.

La technique de moulage par compression a été appliquée pour la fabrication des stratifiés. Les plaques stratifiées obtenus sont laissées à la température ambiante avant les tests mécaniques. Les éprouvettes ont été découpées, à l'aide d'une scie à diamants à partir de plaque moulés. Chaque stratifié a été moulé à partir de 4 plis pour obtenir des stratifié de 1.25 mm d'épais. Seulement 3 spécimens pour chaque variante ont été fabriqués. Les éprouvettes ensuite ont aussi laissé une semaine dans un milieu à température ambiante avant d'être testées.

### III.3 Tests de traction

Le test de traction est l'essai le plus utilisé pour caractériser le comportement des composites sandwichs en âmes EVA. Les caractéristiques obtenues à partir de ces essais de traction longitudinale à la fois pour les spécifications matérielles et pour l'estimation de sa capacité de charge. Les méthodes d'essai sont utilisées pour étudier le comportement à la traction, le module de traction, la résistance à la traction et la déformation à la rupture ...etc. la validation et la comparaison de ces essais seront abordés dans les sections suivantes.



**Figure 3.1 :** Montage expérimental

Dans cette étude, tous les essais de traction ont été effectués sur une machine MLS de capacité de charge de 50KN. Les éprouvettes sont préparées suivant géométrie requise par la norme NF EN ISO 527. Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes d'épaisseur 1.25 mm et 2.6 mm. Les tests ont été effectués à la température ambiante de 35°C (période d'été) avec l'humidité relative d'environ 50%. Les tests ont été effectués avec une vitesse de déformation d'environ 2mm/min pour tous les essais. Le taux de déformation axiale peut être obtenu en divisant la vitesse de la mâchoire présidentielle par la longueur entre repères de l'éprouvette. Le glissement des éprouvettes peut se produire dans les mors, provoquant des erreurs au cours de la lecture des déplacements. Ainsi, pour une mesure exacte de la déformation, un extensomètre capable de s'étendre de 25 mm a été utilisé. Pour protéger l'extensomètre de tout dommage, il a été retiré l'apparition de la rupture dans les éprouvettes. Cinq éprouvettes ont été testées jusqu'à la

rupture les déformations résultantes ont été enregistrées cours de la durée des essais. Les courbes force-allongement fournies par la machine de traction sont transformées en courbe contrainte-déformation. A partir de ces données de mesure, la résistance et la déformation de traction ont été calculé comme suit :

$$\sigma = \frac{F}{S_0}$$
$$\varepsilon = \frac{L - L_0}{L_0} \times 100\%$$

Où  $L_0$  est la longueur initiale de l'éprouvette et  $L$  est la déformation de l'éprouvette déformée.  $F$  est charge appliquée et  $S_0$  est la surface transverse initiale. Les contraintes et les déformations calculées sont nominales puisque on ne tient pas compte de l'évolution de la section au cours de l'essai.

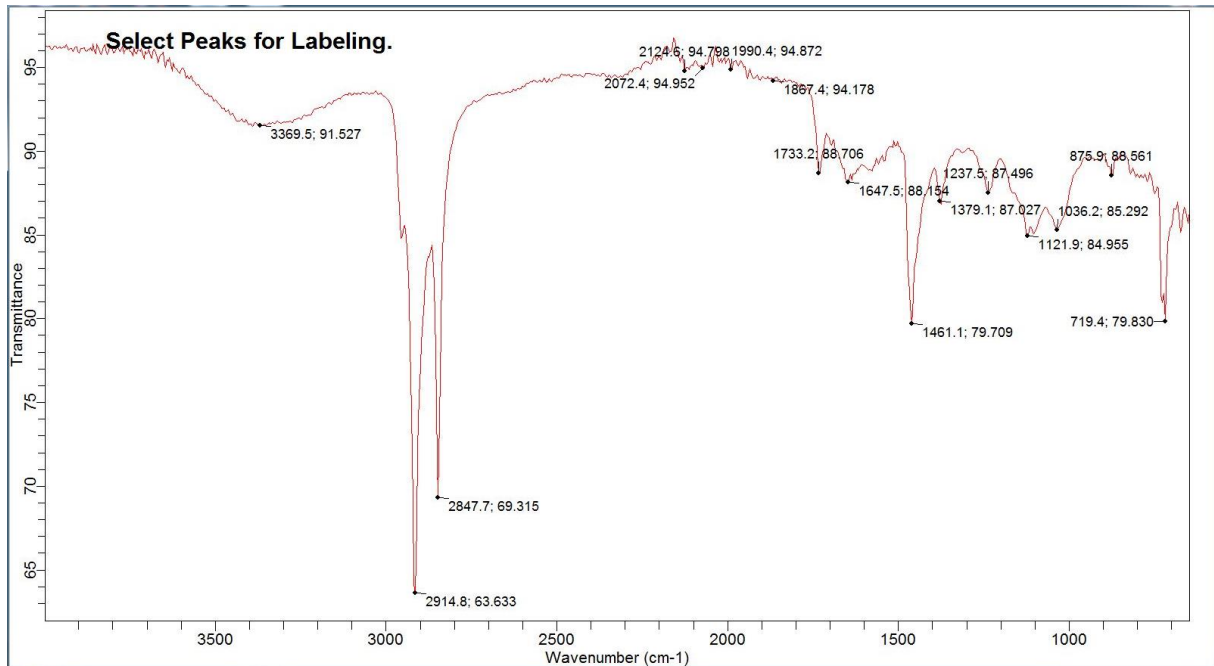
Le module d'élasticité  $E$  (le module de Young) est déterminé entre deux valeurs de déformation dans la région linéaire de la courbe contrainte-déformation selon la norme ISO 527-1.

$$E = \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1}$$

La contrainte seuil correspond à la fin de la partie linéaire (zone élastique) de la courbe. La résistance maximale et l'allongement à la rupture sont donnés par la déformation à laquelle apparaissent les macro-fissures dans les spécimens. Dans le cas des stratifiés thermodurcissable, ces deux allongement (contrainte seuils et maximales) se confondent car il y'a pas d'écoulement de la matière.

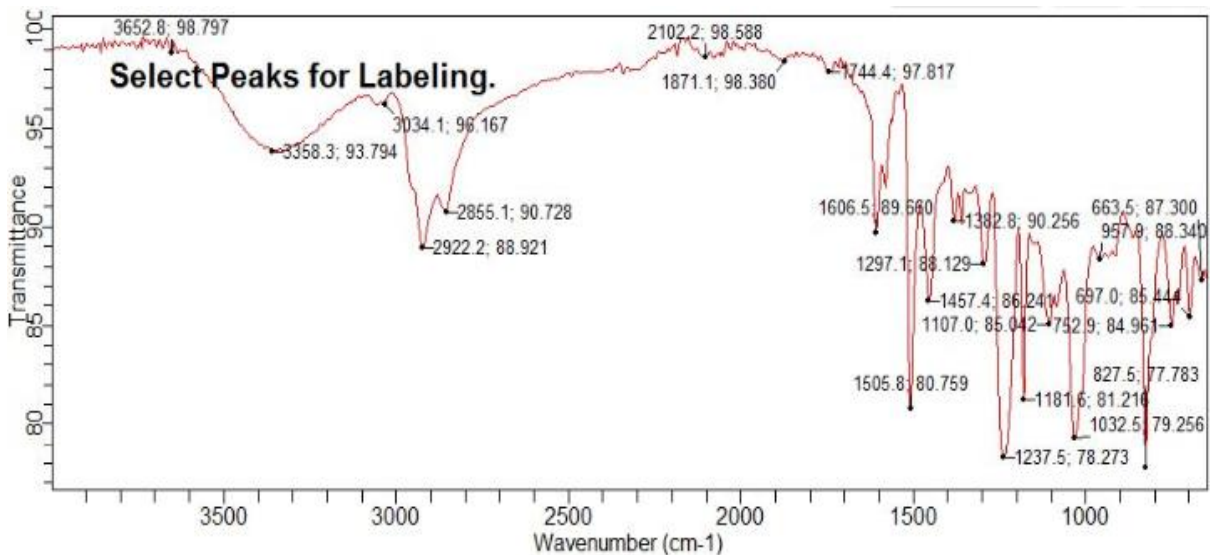
### III.4 Caractérisation de l'interface entre les polymères thermoplastiques et thermodurcissable

La caractérisation des différents constituants du composite sandwich (résine époxy, fibres de verre et le polymère thermoplastique « EVA ») ont été contrôlée par analyse FTIR. Les spectres FTIR des constituants du composite sont présentés dans la Figure 3.4

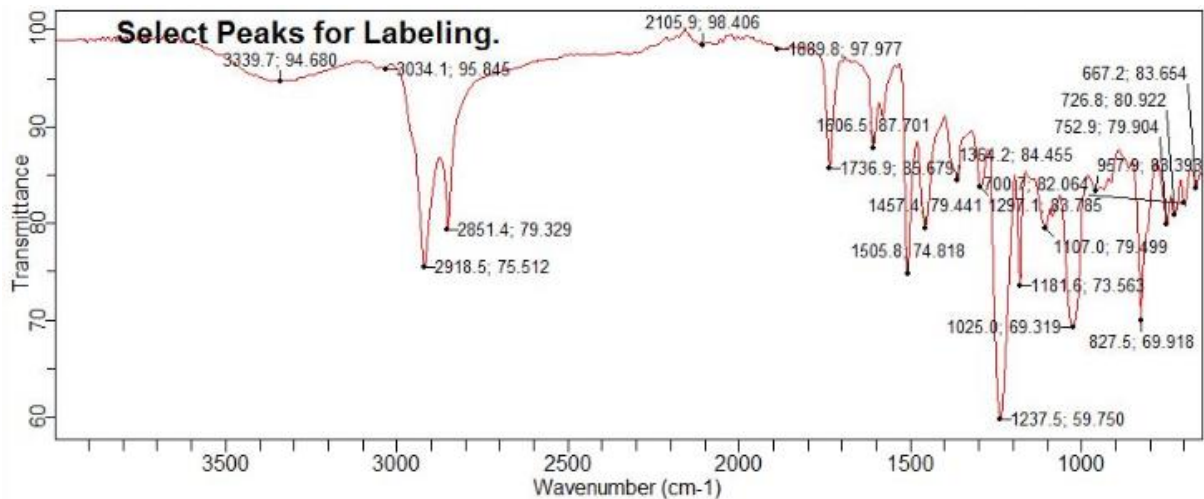


**Figure 3.2 :** spectre infrarouge du copolymère éthylène-acétate de vinyle (EVA)

La figure 3.2 montre le spectre infrarouge du copolymère éthylène-acétate de vinyle EVA. A 2915 cm<sup>-1</sup> et 2848 cm<sup>-1</sup> sont les étirements symétrique et asymétrique de CH<sub>2</sub>, le signal de l'ester C=O est à 1733 cm<sup>-1</sup> et à 1461 cm<sup>-1</sup> et 1379 cm<sup>-1</sup> sont vus les signaux C-H (asymétrique dans le plan et symétrique dans le plan). A 1237 cm<sup>-1</sup> on trouve le signal C-C(O)-O, la bande -O-C- est à 1122 cm<sup>-1</sup> et 1036 cm<sup>-1</sup> et le C-H(-CH<sub>2</sub>-) à 719 cm<sup>-1</sup>.



**Figure 3.3 :** spectre infrarouge de la résine Epoxy



**Figure 3.4** : spectre infrarouge du composite Epoxy/EVA

D'après le spectre FTIR de la résine époxy présenté sur la figure 3.3, on peut voir que la présence de pics principaux situés à 3339 et 957 cm<sup>-1</sup> peut être attribuée aux bandes O–H et aux vibrations C–H du cycle benzénique. Une bande C–H intense du groupe oxirane terminal est observée à 2922 cm<sup>-1</sup>. De plus, les signaux situés à 2930–3034 cm<sup>-1</sup> sont dérivés des vibrations d'étirement des groupes aromatiques et aliphatiques –CH, –CH<sub>2</sub>. L'absorption des groupes carbonyle s'est manifestée sous la forme d'une bande à 1736 cm<sup>-1</sup>. Les pics à 1237 cm<sup>-1</sup> et 1181 cm<sup>-1</sup> correspondent à C–O avec un cycle aromatique et la liaison éther (-O-) à 1032 cm<sup>-1</sup>. Le groupe aromatique C=C donne un signal de forme à 1606 cm<sup>-1</sup>.

Après mélange de la résine époxy avec l'EVA (figure 3.4), l'introduction de groupes dans la structure de la résine époxy a été indiquée par la présence de bandes à 3339 cm<sup>-1</sup> et 1736 cm<sup>-1</sup>. Les pics à 1505 cm<sup>-1</sup>, 1237 cm<sup>-1</sup>, 1181 cm<sup>-1</sup>, 1025 cm<sup>-1</sup> et 827 cm<sup>-1</sup> étaient également significativement améliorés. Les résultats des analyses FTIR ont montré que la résine époxy peut avoir une liaison chimique avec l'EVA. Cela a permis de former une bonne combinaison inter-faciale entre l'EVA et la résine époxy lors de la préparation des mélanges, ce qui est bénéfique pour les propriétés du composite verre/époxy/Eva.

### **III.5 Résultats des essais de traction**

#### **Réponse globale des plaques avec et sans insert**

Les résultats des tests de traction sont présentés les figures 3.5 et 3.6, et comparés à un test de traction sur un échantillon témoin sans insert. Les trois courbes sont identiques et linéaires. Le module d'Young des échantillons avec insert a été calculé en utilisant la norme ASTM D3039 et les résultats sont présentés dans le Tableau 3.1. Le module des éprouvettes sandwichs a diminué par rapport à l'échantillon témoin.

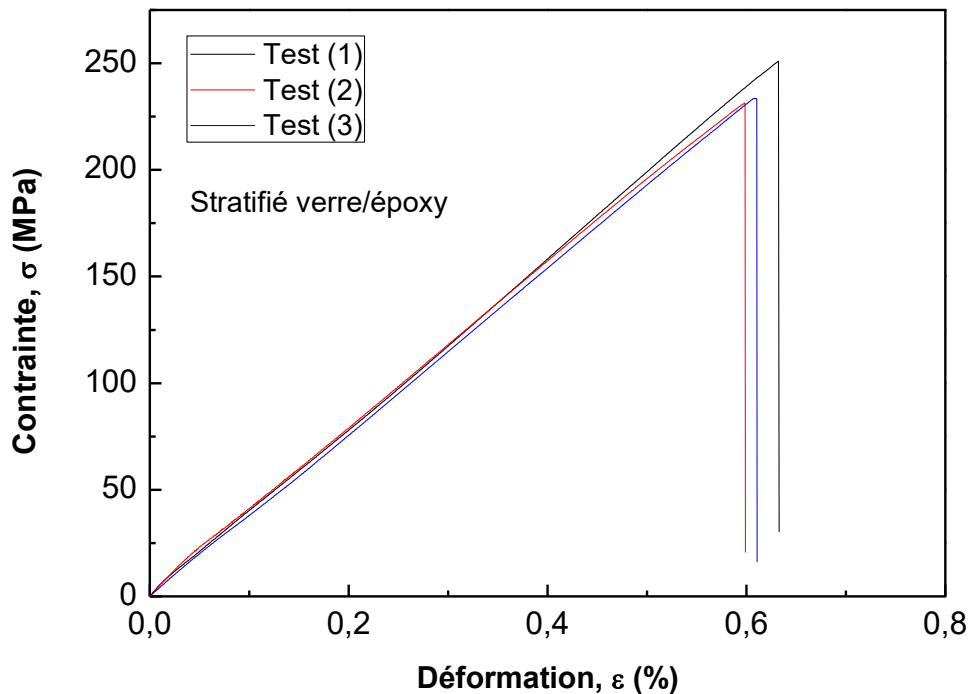
La première partie des courbes de la figure 3.5 est linéaire jusqu'à ce que la contrainte appliquée atteigne le seuil d'endommagement. Ces parties du courbe représentent la partie élastique du stratifié. Après initiation des dommages, la résistance et le module sont réduits progressivement jusqu'à ce que la contrainte appliquée atteigne la contrainte de rupture et ensuite une chute soudaine de la charge est observée.



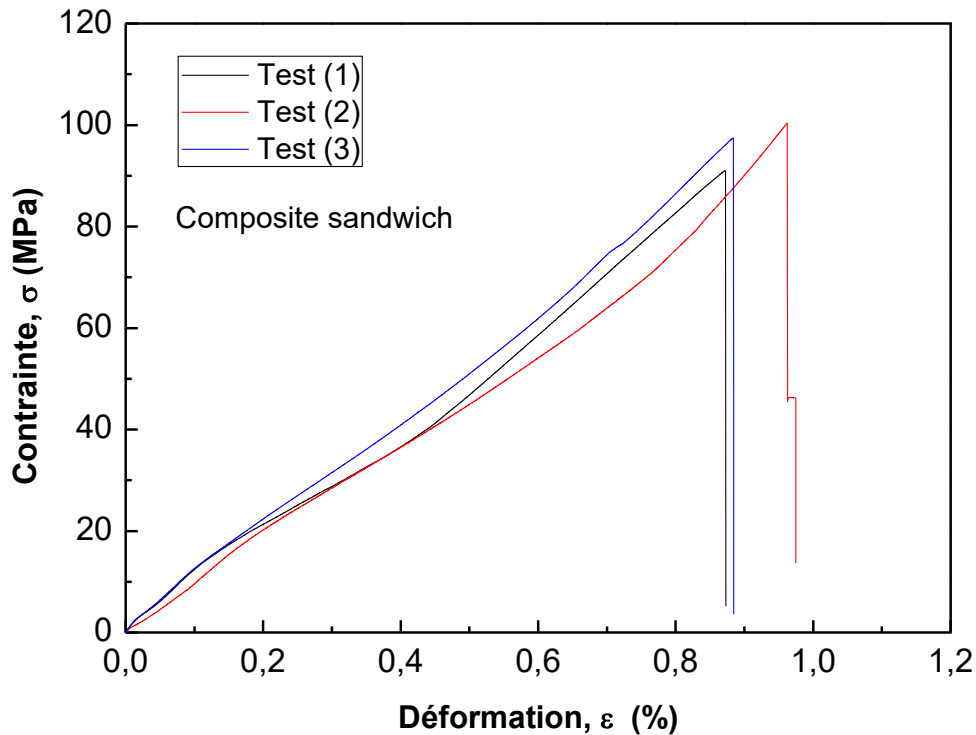
Les résistances à la traction déterminées à partir des essais dans les directions trame et chaîne sont de 29.7MPa et 28.4MPa (Tableau 3.1) respectivement. De même, comme le montre le tableau 3.1, les essais ont donné des valeurs à peu près les mêmes déformations à la rupture et même modules d'élasticité dans les deux directions chaîne et trame.

**Tableau 3.1 :** Résultats des tests de traction sur plaques avec insert.

		Module d'Young (MPa)	Contrainte max (MPa)	Déformation max (%)
Avec insert	Echantillon 1	10446.90	251.0	0.632
	Echantillon 2	10018.72	231.32	0.598
	Echantillon 3	11115.20	233.47	0.609
Sans insert	Echantillon 1	39571.28	90.96	0.872
	Echantillon 2	39723.93	100.31	0.962
	Echantillon 3	37536.26	97.44	0.883



**Figure 3.5 :** Courbes force-allongement des essais de traction du composite verre/époxy.

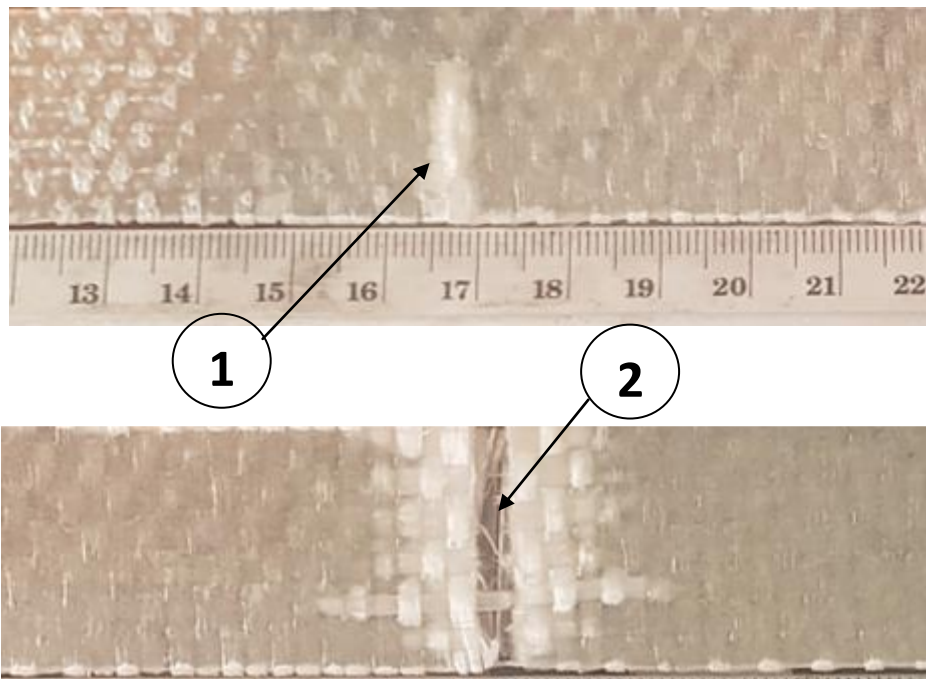


**Figure 3.6 :** Courbes force-allongement des essais de traction du composite sandwich avec l'épaisseur d'âme de 2mm.

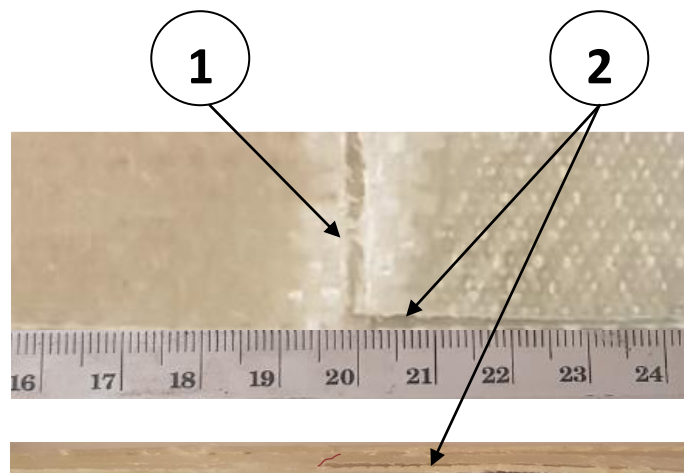
### Observations des facies de rupture après essais de traction

L'analyse des observations macroscopique et microscopique des éprouvettes rompues des sandwichs testés, nous a permis de mettre en évidence les mécanismes de rupture suivants :

- La rupture des composites dépend fortement du type du composite avec et sans insert.
- Pour les éprouvettes sans insert, la rupture est perpendiculaire à l'axe de traction et franche (figure 3.7) (évènement 1) ; elle correspond essentiellement à la rupture des fibres orientées à  $0^\circ$ ,
- Pour les sandwichs, l'endommagement se manifeste par rupture des fibres (évènement 2) et des décohésions entre l'âme et les peaux supérieure et inférieure (évènement 3) et donc la ruine finale du sandwich (figures 3.8).



**Figure 3.7 :** Observations macroscopique des faciès de rupture du composite  $[0^\circ, 90^\circ]_{2s}$

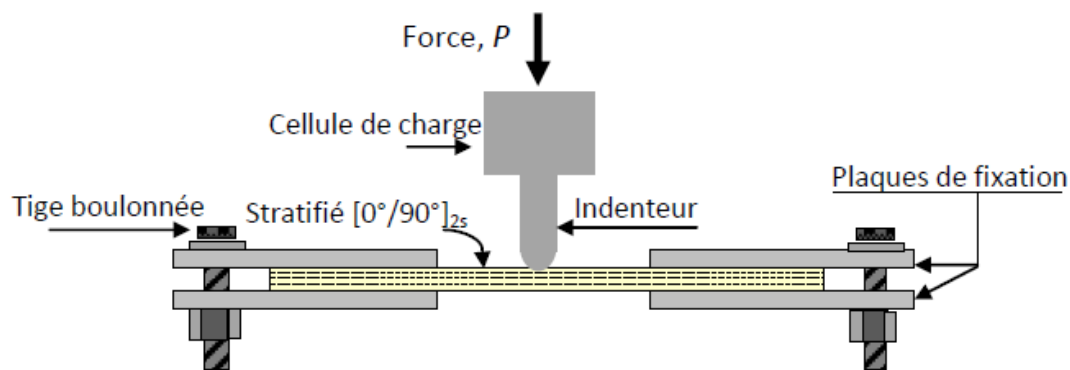


**Figure 3.8 :** Observations macroscopique des faciès de rupture du sandwich

## III.6 Indentation quasi-statique de plaques sandwichs ayant des inserts

### III.6.1 Géométrie des éprouvettes

La résistance des plaques sandwichs aux efforts latéraux est déterminée par des essais d'indentation quasi-statique. Le dispositif de la figure (3.9) est simplement réalisé pour placer l'éprouvette entre deux disques métallique. On mesure les déformations et les contraintes axiales à l'aide de capteurs de déplacement et de force respectivement. Les caractéristiques obtenues à partir de ces essais à la fois pour les spécifications matérielles et géométriques et pour l'estimation de sa résistance au choc. Les essais ont été effectués sur une machine MLS. Les éprouvettes ont été testées avec la même vitesse que les essais précédents.

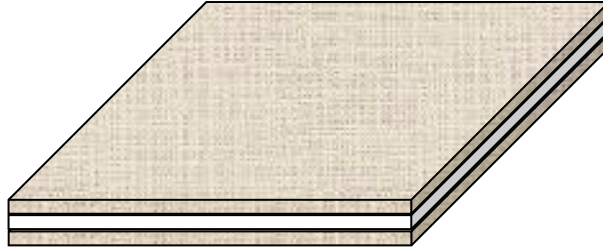


**Figure 3.9 :** Représentation du dispositif de l'essai d'indentation quasi-statique

Les éprouvettes ont une géométrie rectangulaire et sont usinées par une coupeuse précise, ce qui donne aux éprouvettes un bon état de surface. La sollicitation d'impact se fait par l'application d'un chargement sur la section transverse,

La dimension de la zone utile de l'éprouvette est définie comme suit :

- Longueur et largeur :  $L = 120\text{mm}$ ,
- Épaisseur :  $e = 1.25\text{ mm}$ .



**Figure 3.10** : Géométrie et les dimensions des plaques sandwichs

### **III.6.2**      Préparations des plaques sandwichs

Les composites utilisés dans cette étude étaient basés sur une résine époxy, un renfort en fibres de verre et un polymère en EVA. Le procédé de fabrication des plaques mises en œuvre dans cette étude a été optimisé pour avoir, dans la mesure du possible, des plaques à faces planes et parallèles en assurant une épaisseur uniforme. Pour satisfaire ces conditions, nous avons opté pour le moulage par compression.

La fabrication des panneaux composites de dimensions 240 mm x 200 mm est réalisée avec un cadre de moule. Les stratifiés verre/époxy avec le polymère EVA ont été placés dans le four à circulation d'air avec une température interne ajustée de 180°C. Les stratifiés verre/époxy avec le polymère EVA ont ensuite été emboutis à la presse à froid sous une pression de 0,80 N/mm<sup>2</sup>. Lorsque la température du moule est inférieure à 55 °C, les plaques sandwichs ont été retirées et soigneusement inspectés. Ensuite, le matériau a été naturellement refroidi à température ambiante.

Une scie diamantée est utilisée pour couper les plaques sandwichs. Cette technique réduit drastiquement le défaut de surface et le temps de polissage. Les dimensions nominales des échantillons sont de 100 mm de longueur et de largeur, 4 mm d'épaisseur. Avant le test, tous les spécimens ont été laissés en laboratoire d'air pendant une semaine.

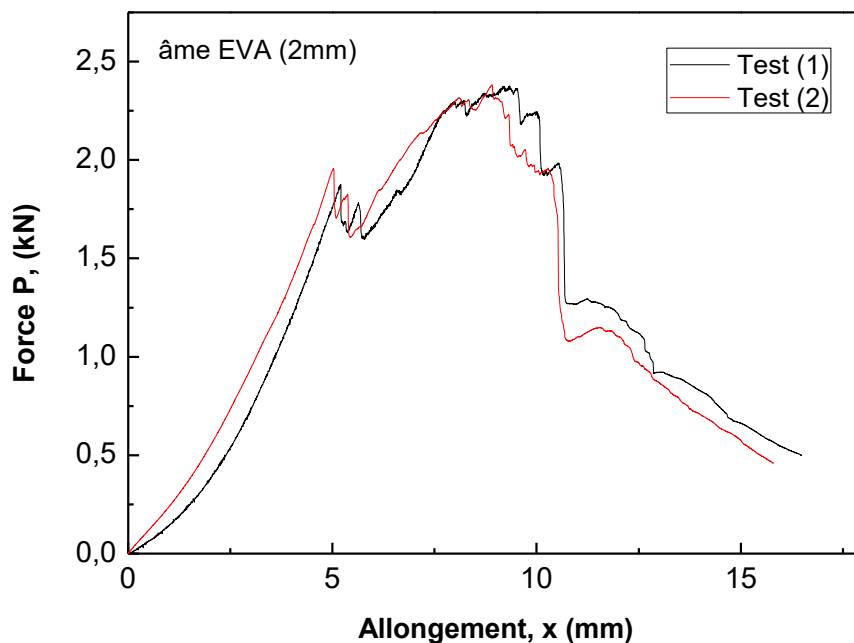
### III.7 Résultats des essais d'indentation quasi-statique

#### III.7.1 Réponse globale des plaques sandwichs

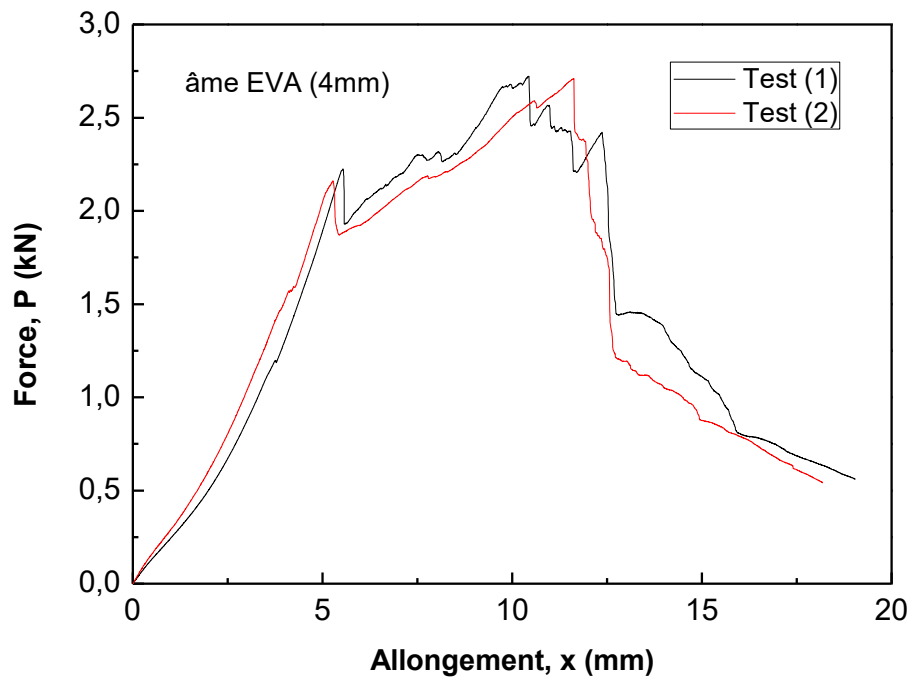
Données expérimentales caractéristiques de l'essai d'indentation quasi-statique sur les plaques sandwichs avec différentes épaisseurs d'âme de 2mm, 4mm et 6 mm sont présentés sur les figures 3.11, 3.12 et 3.13. Les données expérimentales montrent tout d'abord une réponse qui dépend de l'épaisseur d'âme, la résistance et le module sont réduits lorsque l'épaisseur d'âme est importante.

Initialement, le comportement de la plaque au cours de chargement est élastique et linéaire dans un premier temps jusqu'à une certaine limite de force qui est atteinte aux alentours de 1.8 kN, avec un déplacement (de l'indenteur) aux alentours de 4.5 mm, La seconde chute brusque de la force est suivie d'une nouvelle augmentation jusqu'à ce qu'il atteigne une valeur maximale d'environ 2,6 kN. Ce second seuil marque le début d'effets significatifs des dommages sur le comportement global de la plaque sandwich.

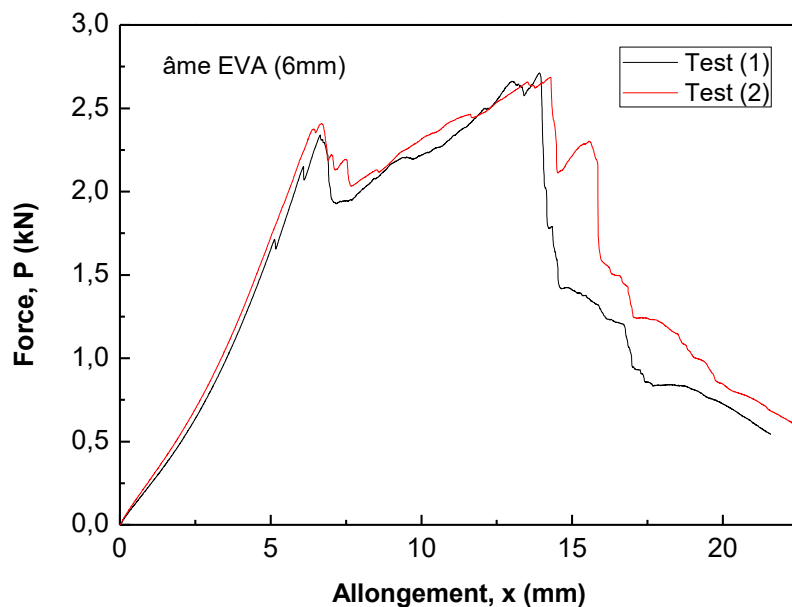
A cet effet, les plaques sandwichs peuvent tolérer un certain niveau d'énergie d'indentation par absorption avant de subir de l'endommagement par rapport aux plaques de composition homogène. L'ajout de l'EVA diminue la rigidité de la plaque, qui est traduit par une force maximale légèrement élevée d'environ 10 % supérieure comparativement aux compositions homogènes. Ceci pourrait être attribué à la conjugaison de différents matériaux constituant les plaques hybrides comparativement à celles homogènes. En effet, la redistribution des contraintes permet au stratifié de composition hybride d'avoir un comportement post-critique stable.



**Figure 3.11** : Courbes force-allongement des essais d'indentation quasi-statique, obtenues du composite sandwich avec l'épaisseur d'âme de 2mm.



**Figure 3.12** : Courbes force-allongement des essais d'indentation quasi-statique, obtenues du composite sandwich avec l'épaisseur d'âme de 4mm.

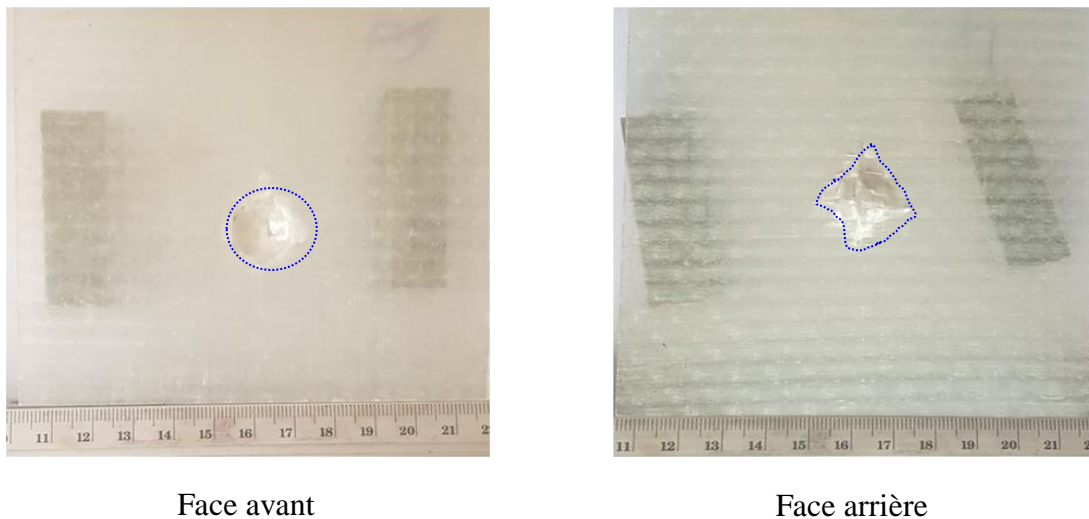


**Figure 3.13** : Courbes force-allongement des essais d'indentation quasi-statique, obtenues du composite sandwich avec l'épaisseur d'âme de 2mm.

### III.7.2 Observations des faciès de rupture après essais d'indentation quasi-statique

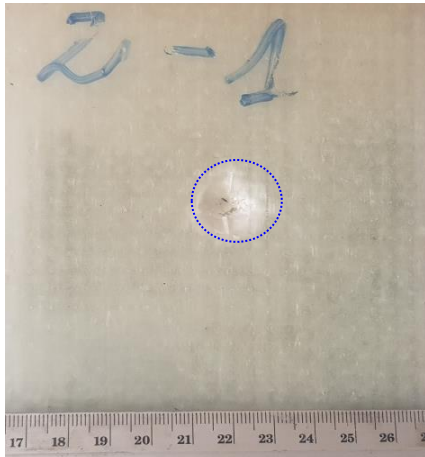
L'analyse des observations macroscopique et microscopique des éprouvettes rompues des sandwichs testés, nous a permis de mettre en évidence les mécanismes de rupture suivants :

- Pour les sandwichs sans insert, l'endommagement est obtenu au niveau de la peau supérieure par compression au voisinage de l'appui central (figure 3.14). Cet endommagement est causé essentiellement par poinçonnage (indentation) qui provoque le cisaillement de la matrice et les fibres orientées à  $0^\circ$ .
- Pour les sandwichs avec insert, l'endommagement est obtenu dans un premier au niveau de la peau supérieure par compression au voisinage de l'appui central (3.15). Ensuite, l'endommagement se propage par une décohésion entre l'âme et la peau supérieure comprimée proche de l'appui central (événement 1), la propagation d'une fissure initiée par cisaillement en zig zag de l'âme (événement 2) ce qui entraîne une autre décohésion entre l'âme et la peau inférieure (événement 3) et donc la ruine finale du sandwich.

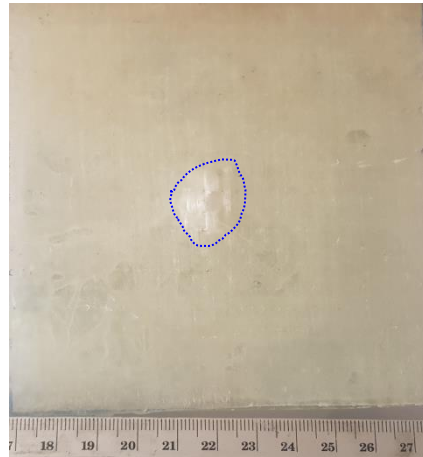


**Figure 3.14** : Observations macroscopique des faciès de rupture du sandwich sans insert



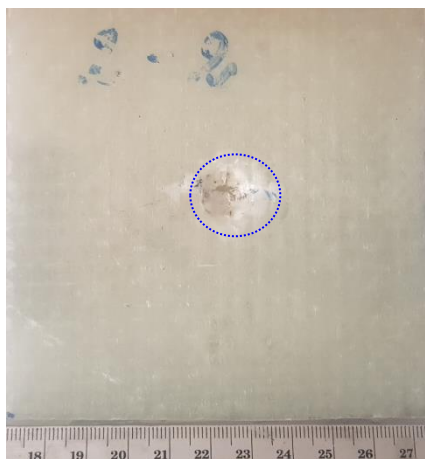


Face avant



Face arrière

**Figure 3.15 :** Observations macroscopique des faciès de rupture du sandwich avec insert EVA 4mm



Face avant



Face arrière

**Figure 3.16 :** Observations macroscopique des faciès de rupture du sandwich avec insert EVA 6mm.

### III.8 CONCLUSION

Dans cette étude le comportement mécanique des stratifiés verre/époxy et les composites sandwichs avec âme en EVA a été étudié. La composition hybride consiste à une association une couche en EVA entre deux couches de stratifié verre/époxy avec un empilement  $[0^\circ 90^\circ]_{2s}$ . La plaque hybride a montré un comportement fortement ductile et non linéaire. Il pourrait être attribué à la conjugaison de différents matériaux constituant les plaques hybrides comparativement à celles des stratifiés verre/époxy.

Pour la couche en polymère PEI ajoutée au stratifié verre/époxy, influence le comportement mécanique de ce composite sandwich, en augmentant l'allongement à la rupture et rendre le matériau plus flexible

## IV. Conclusion générale

L'objectif global de ce travail était d'étudier le comportement et l'endommagement d'un nouveau composite sandwich à matrice époxy et à âme en polymère EVA sous chargements de traction et d'indentation quasi-statique. Ce travail est motivé par la nécessité de développer une meilleure compréhension du comportement mécanique de ces composites sandwichs, cela est nécessaire pour faire avancer leur utilisation dans les applications structurelles.

Plusieurs tests ont été effectués afin de quantifier les propriétés mécaniques de ces composites sandwichs sous différentes conditions de chargement pour différentes épaisseurs de l'âme. Ces essais ont été réalisés pour deux raisons : pour caractériser ses propriétés mécaniques afin de développer un modèle d'éléments finis et d'ajouter d'autres polymères thermoplastiques en interaction avec la matrice époxy. Ces essais permettent également d'intensifier les efforts de recherche en relation avec les interactions entre certains polymères thermoplastiques et la résine époxyde, et leurs applications dans l'assemblage de composites.

Les essais ont permis d'étudier le comportement sur l'ordre d'initiation ainsi que l'évaluation de l'endommagement des composites sandwichs. Les essais ont été effectués sur des éprouvettes en composite sandwich ayant une couche (âme) en polymère EVA au milieu. La première série d'éprouvettes, l'âme (EVA) et la peau (verre/époxy) avaient la même épaisseur, l'âme dans l'autre série d'essais est deux fois supérieure que la peau, faisant ainsi ressortir l'effet de l'ajout et de l'épaisseur de la couche EVA dans les composites thermodurcissables sur leur réponse mécanique. Les essais ont abouti aux conclusions suivantes :

- A partir des résultats obtenus des essais mécaniques, nous pouvons constater que la plasticité du polymère PEI augmente la déformation de rupture, cela met en évidence le rôle de l'EVA dans la résistance au choc du matériau.
- Pour l'échantillon verre/époxy, il a été trouvé que l'endommagement a été initié par des micro-fissures et la rupture finale est brutale. Dans les éprouvettes sandwichs, l'endommagement s'initie par une fissuration de la matrice, et la propagation de l'endommagement se fait par une rupture en cisaillement de l'interface pli/EVA et déformation plastique de EVA.
- La résistance du composite sandwich dans lequel la couche de EVA est deux fois plus épaisse que les plis verre/époxy, la redistribution de contraintes dans le composite sandwich est plus importante, les couches composites étaient séparées par une couche PEI présentaient un type de rupture plus progressif.

Les essais mécaniques effectués dans cette étude sont des sollicitations simples. En réalité, une structure mécanique en service est rarement soumise à une charge simple (uniaxiale). Les états de contrainte sont généralement multiaxiaux et il est donc important de comprendre l'influence d'un chargement mécanique combiné (contraintes multiaxiales) sur les propriétés à la rupture des composites sandwichs.

# **Références bibliographique**

- [1] **P. BONNIAU et A.R. BUNSELL**, A comparative study of water absorption theories applied to glass epoxy composites *J.Comp.mater*, vol.15, 1981, p.2728293.
- [2] **V.Pauchard, H.Boulharts, F.Grosjeani, P.Odru**, A.Chateau Minois, « Développement d'un modèle de durabilité de poutres composites unidirectionnelles renforcées par des fibres de verre », *Rev, IFP, Vol.56, No.6*, pp.581-595, 2001.
- [3] **Djebbloun Youcef**, Etude bibliographique, Généralité sur les Matériaux Composites, Univ de Biskra
- [4] **Steven S., Guy V.A, Bruno V.M.**, « *Reaction Kinetics Modeling and Thermal Properties of Epoxy-Amines as Measured by Modulated-Temperature DSC. I. Linear Step-Growth Polymerization of DGEBA + Aniline* », *Journal of Applied Polymer Science*, vol. 91, (2004), pp. 2798-2813.
- [5] **Antoine, L, D., Davies, P., Baley, C.C.**: Study of interfacial bonding of Flax fibre/Poly-L-lactide, *JNC 16, Toulouse, France, AMAC*, p10, 2009.
- [6] **Penn L.S., Wang H.**, « *Epoxy Resin* », *Handbook of Composite*, Edited by S.T.Peters, Published in 1998 by Chapman & Hall, London, ISBN 0412 540207.
- [7]. **Doan TTL, Gao SL, Mäder E.** Jute/polypropylene composites: I. Effect of matrix modification. *Composites Science and Technology* 2006; 66:952–63.
- [8] **Paton R, Hou M, Beehag A, Falzon P.** A breakthrough in the assembly of aircraft composite structures. In: 25th international congress of the aeronautical sciences; 2006.
- [9] **Joel Cugnoni**, « Identification par recalage modal et fréquentiel des propriétés constitutives de coques en matériaux composites », Thèse, Ecole Polytechnique fédérale de Lausanne, 2005.
- [10] Engineered Interfaces in Fiber Reinforced Composites (8).
- [11] **Laurent Gornet**, Généralités sur les matériaux composites, Ecole Centrale de Nantes, 2008
- [12] **M. Geier et D. Duedal** (1985). Guide pratique des matériaux composites. Technique et Documentation, Paris.
- [13] Université PARIS-SACLAY Modélisation du comportement des composites : les poutres stratifiées ; édité le 17/05/2011 par **Federica DAGHIA – Lionel GENDRE**
- [14] **Danièle. Gay**, « Matériaux composites », HERMES ,4eme édition 1997.
- [15] **Sellami Leila, Hani Nassim**, Juin 2017. Evolution de la fissuration transverse et délaminage dans les matériaux composites sous effet hygrothermique ; UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA, 112p
- [16] **Bouedja Amar**, 2016. Contribution à l'étude de l'endommagement et l'instabilité de la déformation pendant la compression des composites réparés par patches ; UNIVERSITE MOULOUD MAAMERI DE TIZI-OUZOU.

- [17] Sutcliffe MPF, al, Moderate speed impact damage to 2D-braided glass–carbon composites. *Composite Structures*. 2012;94(5): 1781-92.
- [18] **NK. Naik, Y. Chandra Sekher, S. Meduri**, Damage in woven-fabric composites subjected to low-velocity impact. *Composites Science and Technology*. 2000;60(5):731-44.
- [19] **NAIRN J.A, HU S**, Matrix microcracking, In R. Talerja. Editor, *Damage Mechanics of Composite Materials*, Elsevier. Amsterdam (1994).
- [20] **Wedgwood AR, Hardy PE**. Induction welding of thermoset composite adherends using thermoplastic interlayers and susceptors. In: *Proceedings of the 28th international SAMPE technical conference*. Seattle (WA, USA); November 4–7 1996.
- [21] **Don RC, McKnight SH, Wetzel ED, Gillespie JW Jr**. Application of thermoplastic resistance welding techniques to thermoset composites. In: *Proceedings of the 52nd annual technical conference ANTEC 94*. Part 1 (of 3), May 1–5 1994. San Francisco, CA, USA. Brookfield (CT, USA): Publ by Soc of Plastics Engineers.
- [22] **Beehag A, Falzon P, Paton R**. A mouldable thermoplastic interface for advanced composite components to reduce costs in aircraft assembly. In: *SAE technical paper at aerospace technology conference and exhibition*; 2005.