

**REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE**  
**MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE**  
**SCIENTIFIQUE**  
**UNIVERSITE AKLI MOHAND OULHADJE-BOUIRA**



Faculté des Sciences et des Sciences Appliquées  
Département Génie Civil

**Mémoire de fin d'étude**

Présenté par :

**MEDDAH Narimane**

**MEDJRI Hayet**

En vue de l'obtention du diplôme de **Master 2en** :

Filière : Génie Civil

Spécialité : Matériaux en Génie Civil

---

**Etude de délaminage en mode 1 des stratifiés composites**

---

**Devant le jury composé de :**

HAMI Brahim	MCB	UAMOB	Président
ARIBI Chouaib	MCB	UAMOB	Encadreur
KENNOUCHE Salim	MCB	UAMOB	Examineur

**Universitaire : 2020/2021**

## ***Remerciement***

*Nous remercions tout d'abord, le bon Dieu de nous avoir donné la santé, la volonté, le courage et la foi pour pouvoir atteindre nos objectifs et surmonter les moments difficiles.*

*Nous tenons à adresser notre profonde gratitude à notre promoteur Mr Aribi Chouaib qui nous apporté son aide, et qui nous orientés tout au long de ce travail*

*Nous tenons à exprimer nos sincères remerciements à notre professeur Monsieur Kennouche Salim, enseignant à l'Université de Bouira pour avoir accepté de présider le jury de notre soutenance, ainsi que le temps qu'il a consacré à nous conseiller sur notre façon de travailler.*

*Nous tenons à adresser nos sincères remerciements à notre professeur Mr Hami Brahim Enseignant à l'Université de Bouira pour avoir accepté de faire partie du jury de notre soutenance, ainsi que le temps qu'il a consacré à nous conseiller sur notre cheminement vers l'emploi.*

*Nous remercions toute l'équipe du laboratoire mécanique de l'Unité de Recherche Matériaux, Procédé et Environnement et en particulier Ait Hacène Said (tenant)*

*Nous remercions également tous les enseignants du département de génie civil et tous les enseignants de l'Université de Bouira qui nous ont enseigné*

*Enfin Nous remercions toute personne ayant contribué de près ou de loin à ce modeste travail.*

## ملخص

الهدف من هذه الدراسة مكرس لتطوير ، عن طريق الترقيع ، وتوصيف الرقائق المركبة على أساس ألياف الكربون أحادية الاتجاه وراتنج الايبوكسي من النوع Epocast 50-A ، المستخدم في مجال الطيران.

يتم تحضير قطع الاختبار وفقاً لطرق المعايير السارية ، وتظهر النتائج التي تم العثور عليها هشاشة المصفوفة ، مما يتسبب في حدوث تشعبات بين النتائج العملية ونتائج الحساب النظري عن طريق قانون الخلط. تهيمن هذه الهشاشة على تأثير الجسر بمجرد ظهور الصدع ، والذي ينتشر دون أي انحراف في الجزأين الافتتاحيين.

**الكلمات المفتاحية:** المصفوفة ، التعزيز ، التفريغ في الوضع الأول ، الهشاشة ، قانون الخلط

## Résumé

L'objectif de cette étude est consacré à l'élaboration par patch et caractérisation des stratifiés composites à base de fibre de carbone unidirectionnel et résine époxy de type Epocast 50-A, utilisé dans le domaine aéronautique.

Les éprouvettes sont préparés selon les modalités des normes en vigueur, les résultats obtenues montrent la fragilité de la matrice, ce qui provoque des composant entre les résultats pratiques et les résultats de calcul théorique par loi de mélange. Cette fragilité domine l'effet de pontage dès qu'il y a apparition de la fissure qui se propage sans qu'il y ait déflexion des deux parties d'ouverture.

**Mot clés :** Matrice, Renfort, délaminage en mode I, fragilité, loi de mélange

## summary

The objective of this study is devoted to the development, by patching, and characterization of composite laminates based on unidirectional carbon fiber and Epocast 50-A type epoxy resin, used in the aeronautical field.

The test pieces are prepared according to the modalities of the standards in force, the results found show the fragility of the matrix, which causes bifurcations between the practical results and the results of theoretical calculation by mixing law. This fragility dominates the bridging effect as soon as the crack appears, which propagates without any deflection of the two opening parts.

**Keywords:** Matrix, Reinforcement, delamination in mode I, brittleness, mixing law

## REMERCEMENT

Dédicace

Résumé

<b>INTRODUCTION GENERALE .....</b>	<b>1</b>
<b>I.GÉNÉRALITÉ SUR LES COMPOSITES ET LES STRATIFIÉS</b>	
<b>Introduction .....</b>	<b>2</b>
<b>I.1. Les matériaux composites.....</b>	<b>3</b>
<b>I.1.1. Les composites GD .....</b>	<b>3</b>
<b>I.1.2. Les composites HP.....</b>	<b>3</b>
<b>I.2. Constituées de matériau composite .....</b>	<b>4</b>
<b>I.2.1. Renfort.....</b>	<b>5</b>
<b>a. Renfort en fibre .....</b>	<b>5</b>
<b>b. Renfort en fibre discontinu « fibre courts ».....</b>	<b>6</b>
<b>c. Renfort en fibre continu « fibres longues ».....</b>	<b>6</b>
<b>d. Tridimensionnel .....</b>	<b>8</b>
<b>I.2.1.1. Fibres de carbone.....</b>	<b>8</b>
<b>a. Oxydation .....</b>	<b>8</b>
<b>b. Carbonatation .....</b>	<b>8</b>
<b>c. Graphitisation .....</b>	<b>9</b>
<b>d. Traitement de surface .....</b>	<b>9</b>
<b>I.2.2. La matrice.....</b>	<b>10</b>
<b>I.2.2.1. Résines thermoplastiques.....</b>	<b>10</b>
<b>I.2.2.2. Résines thermostables .....</b>	<b>11</b>
<b>I.2.2.3. Cas des matrices époxydes .....</b>	<b>11</b>
<b>I.2.2.3.1. Constituants de la résine époxyde .....</b>	<b>12</b>
<b>a) Pré polymère.....</b>	<b>12</b>
<b>b) Durcisseur .....</b>	<b>13</b>
<b>c) LES ADDITIFS .....</b>	<b>14</b>
<b>I STRATIFIÉE .....</b>	<b>15</b>
<b>II.1. TYPES DE STRATIFIÉS.....</b>	<b>15</b>
<b>I.3.1. Cas des stratifiés à base de renfort tissé.....</b>	<b>16</b>
<b>I.3.2. Comportement d'une structure orthotrope .....</b>	<b>17</b>
<b>I.3.3. Etat de contraintes planes .....</b>	<b>20</b>
<b>I.3.4. Cas de stratifié à renfort unidirectionnel .....</b>	<b>20</b>
<b>I.4. Méthodes de caractérisations expérimentales .....</b>	<b>22</b>
<b>i. Méthode des essais quasi statiques.....</b>	<b>22</b>
<b>ii. Méthode des essais dynamiques .....</b>	<b>22</b>
<b>II. Délaminage des stratifiés composites .....</b>	<b>23</b>
<b>II.1. Evolution du délaminage dans les structures composites .....</b>	<b>24</b>
<b>II.2. Etude du délaminage des matériaux composites .....</b>	<b>25</b>

II.2.1. Taux de restitution de l'énergie $G$ .....	26
a. Calcul du Taux de restitution d'énergie .....	27
II.2.2. Critère de propagation de fissure .....	27
II.2.3. Facteur d'intensité de contrainte $K$ .....	29
II.2.4. Influence de l'orientation sur le facteur $G$ .....	31
II.2.6. Critère d'initiation du délaminage .....	31
II.2.5. Courbe $R$ .....	32
II.3. Essai de la propagation en mode I .....	33
II.3.1. Mesure expérimentale de $G$ .....	34
a. Calibration de la souplesse ou Compliance Calibration (CC) .....	35
b. Théorie modifiée des poutres ou Modified Beam Theory (MBT) .....	36
c. Méthode de calibrage de complaisance, modifiée (MCC) .....	38
II. Matériaux d'étude .....	40
III.1. Matrices .....	40
III.1.1. Caractérisation mécanique des matrices .....	41
III.2. Caractérisation du renfort utilisé .....	42
III.2.1. Fibre de carbone unidirectionnelle .....	42
III.3. Elaboration des stratifiés composites .....	45
III.3.1. Elaboration par la méthode de patch .....	45
III.4. Caractérisation des plaques composites élaborées .....	48
III.4.1. Caractérisation physique .....	48
III.4.1.1. Détermination de la masse volumique .....	48
III.4.1.2. Taux massique et volumique du renfort .....	49
III.4.2. Caractérisation mécanique des plaques stratifiées .....	49
a. Caractérisation par essais mécaniques .....	50
b. Caractérisation par lois des mélanges .....	52
III.5. Essai de délaminage .....	53
III.5.1. Essai de délaminage en mode 1 .....	53
III.7.2. Calcul de taux de restitution d'énergie « $G_{c1}$ » .....	56
CONCLUSION GENERALE .....	59
Références bibliographiques .....	60

## **LISTE DES FIGURES**

Figure 1. 50% Pourcentage de matériau composite dans l'avion Boeing 787 .....	2
Figure 2. Constituées de matériau composite.....	4
Figure 3. Type de renfort .....	5
Figure 4. Tissu taffetas.....	7
Figure 5. Tissu sergé .....	7
Figure 6. Tissu satin.....	8
Figure 7. Procède de fabrication de fibres de carbone à partir de (PAN).....	9
Figure 8. Photographie du modèle 3D du constituant DGEBA n=2 .....	13
Figure 9. Construction des matrices de rigidité en fonction des plis composites .....	17
Figure 10. Exemple de structure tissu .....	18
Figure 11. Méthode d'analogie d'une couche à renfort tissu 'taffetas' .....	18
Figure 12. Stratifié unidirectionnel .....	22
Figure 13. Sens d'orientation pour les mesures ultrasonores .....	23
Figure 14. Trois types de rupture .....	25
Figure 15. Mode de rupture I et II.....	26
Figure 16. Evolution de délaminage dans les stratifiés UD [25] [26].....	27
Figure 17. Mécanismes de l'endommagement accompagnant le délaminage [24].....	27
Figure 18. Courbe R.....	34
Figure 19. Schéma d'éprouvette d'essai en mode I.....	35
Figure 20. Points d'exploitation de courbe R.....	35
Figure 21. Détermination de la pente « n ».....	37
Figure 22. Détermination de l'incertitude $\Delta$ .....	39
Figure 23. Détermination de pente A .....	40
Figure 24. Courbe de résistance d'une éprouvette DCB, Réédité de ASTM D5528 .....	41
Figure 25. Matrices EPOCAST 50-A1 .....	43
Figure 26. Durcisseur (HARDENER 9816).....	43
Figure 27. Dimensions de l'éprouvette haltère .....	44
Figure 28. Essai de traction sur la machine Zwick.....	44
Figure 29. Comportement en traction des matrices utilisée. ....	45
Figure 30. Désignations de traction pour échantillons de plastique .....	45
Figure 31. Fibres de carbone Le SikaWrap®-230 C/45 .....	46
Figure 32. Comportement en traction des mèches en carbone unidirectionnel .....	46
Figure 33. Console ANITA NG 9201 .....	49
Figure 34. Plaque de carbone UD-époxy élaborée.....	51
Figure 35. Phase de pesage. ....	52
Figure 36. Epreuves talonnées .....	53
Figure 37. Comportement en traction longitudinale des stratifiés en carbone unidirectionnel .....	53
Figure 38. Comportement en traction transversale des stratifiés en carbone unidirectionnel .....	54
Figure 39. Rupture d'éprouvette après traction.....	54
Figure 40. Rupture d'éprouvette par traction transversal.....	56
Figure 41. Dimensions de l'éprouvette pour l'essai de délaminage en mode I .....	57
Figure 42. Essai de délaminage mode I sur éprouvette V/AL.....	57
Figure 43. Evolution du délaminage en mode I .....	58
Figure 44. Evolution de $G_{c1}$ .....	60

## ***LISTE DES TABLEAUX***

Tableau 1. Caractéristiques des fibres de carbone comparées à celles des fibres de verre E ..	10
Tableau 2. Caractéristiques techniques de résine Epocast 50-A 1 .....	43
Tableau 3. Paramètres mécaniques des résines testées .....	45
Tableau 4. Caractéristiques techniques de fibre de carbone unidirectionnel .....	46
Tableau 5. Paramètre mécanique des mèches de carbone par essai de traction .....	47
Tableau 6. Calcul des paramètres mécaniques des mèches de carbone. ....	48
Tableau 7. Propriétés de system tapie chauffant .....	48
Tableau 8. Résultats des masses volumiques obtenus .....	52
Tableau 9. Taux massique de renfort par essai de calcination .....	52
Tableau 10. Paramètres mécaniques de traction des éprouvettes unidirectionnelles .....	55
Tableau 11. Paramètres mécaniques par loi de mélange des éprouvettes unidirectionnels .....	55
Tableau 12. Calcul de délaminage selon la norme ISO 15024 :2001(E) .....	59
Tableau 13. Résultats de calcul du taux de restitution d'énergie en mode 1 .....	60

# ***INTRODUCTION GENERALE***



## **INTRODUCTION GENERALE**

A l'heure actuelle, les impacts environnementaux et les coûts économiques de l'industrie nécessitent de remplacer la forme massive des matériaux par leurs extraits sous forme filamentaire, ce qui permet d'augmenter la cadence de production, et d'aller vers la généralisation d'une famille de produits dits matériaux composites qui permet de réaliser des formes géométriques simples ou compliquées, très légères tout en assurant la performance mécanique nécessaire, de ces effets, le domaine aéronautique est fortement concerné par ces matériaux, actuellement plus de 50% d'avion Boeing sont en composites, ce qui permet d'alléger la structure et par suite de diminuer la consommation des carburants, donc de minimiser l'émission de CO<sub>2</sub>.

Ces matériaux sont facilement utilisables et remplaçables, les compagnies aériennes comme Air Algérie, sont généralement équipées par des ateliers de maintenance dans lesquels on remplace et on répare les parties endommagées des matériaux composites.

Le cadre général de notre travail s'articule sur l'aspect d'élaboration et de caractérisation des stratifiés composites, le manuscrit est divisé en deux parties, la première partie théorique commence par la présentation des matériaux composites et de leurs éléments constitutifs, par suite, nous avons présenté l'aspect mécanique des stratifiés composites.

La deuxième partie commence par la caractérisation des éléments entrant dans l'élaboration des stratifiés carbone unidirectionnel /Epocast 50-A 1 par méthode de patch au niveau de l'atelier de maintenance Air Algérie.

Les résultats des essais mécaniques effectués sur ce matériau sont discutés afin de calculer la matrice de rigidité. Par suite, des essais de délaminage en mode I sont réalisés.

L'ensemble de ce travail se termine par une conclusion générale sur les résultats trouvés, et des recommandations qui permettent de clarifier de plus en plus ces axes de recherche.

***CHAPITRE 1***  
***GENERALITES SUR LES COMPOSITES ETS***  
***LES STRATIFIES***

## I. Introduction

Le grand développement actuel des technologies aérospatiales et automobile repose sur l'utilisation des matériaux composites qui apportent un gain de masse important par rapport à leur caractéristique mécanique, la mise en œuvre de ces matériaux composites s'effectue à travers des procédés qui produisent la pièce en même temps que le matériau composite.

Un matériau composite est constitué de l'ensemble de deux matériaux de nature différent (ou non miscible). Le nouveau matériau est donc un matériau fortement hétérogène et anisotrope qui promet d'être aussi efficace et possède des performants supérieurs de la température à des régions atteignables. Il est généralement constitué de deux composants, une ossature (phase discontinue) appelé le renfort qui assure le tenue mécanique et la protection (phase continue) appelé la matrice qui assure la cohésion de la structure et le transfert de charges entre les renforts. A ces deux composants principaux peuvent s'ajouter des additifs qui permettent de modifier l'aspect, ou les caractéristiques du matériau. de nombreux avantages sont offerts par les matériaux composites par rapport aux matériaux métalliques conventionnelles. Leur utilisation comme matériaux de structure dans l'aéronautique.



Figure 1.50% Pourcentage de matériau composite dans l'avion Boeing 787

Le fait d'utiliser dans le domaine aéronautique permet d'améliorer la qualité de la matière. Dans la construction aéronautique, l'expression de structures composant se rapporte à des combinaisons des résines (époxy) de tissu (verre) dans laquelle le tissu est noyé dans la résine, mais conserve son identité. Des matériaux composites avancés sont constitués de nouvelles fibres à haute résistance noyées dans une matrice époxy. Ces composites préviennent d'importantes économies de poids dans la structure d'avion, car ils ont une grande force de rapportent de poids lors de remplacement de la structure en aluminium avec de graphite /époxy composite, la réduction de poids de 20% ou plus sont possible, la réduction du poids est le plus grand avantage de matériau composite, et est un des éléments clés dans les

décisions relatives à sa sélection. D'autres avantages par rapport à la structure conventionnelle comprennent, sa résistance élevée à la corrosion, et sa résistance aux dommages causés par une charge cyclique (fatigue). L'inconvénient majeur de l'utilisation de matériaux composites avancés dans la construction de l'avion est le coût relativement élevé des matériaux.

Les matériaux composites proposent de nombreux avantages comparés aux matériaux dits traditionnels. Suivant les applications auxquelles ils sont destinés, leurs performances mécaniques et chimiques permettent de répondre à des contraintes techniques plus complexes. Ces matériaux légers peuvent intégrer de la technologie et offrir une grande liberté de forme.

### **I.1. Les matériaux composites**

Un matériau composite peut être défini comme l'assemblage de deux ou plusieurs matériaux, l'assemblage final ayant des propriétés supérieures aux propriétés de chacun des matériaux constitutifs. On appelle maintenant de façon courante « matériaux composites » des arrangements de fibre - continue ou non- d'un matériau résistant (le renfort) qui est noyées dans une matrice dont la résistance conserve leur disposition géométrique aux fibres et leur transmet les sollicitations auxquelles est soumise la pièce. [1] La matrice assure la cohésion et l'orientation de la charge. Elle permet également de transmettre à la charge les sollicitations auxquelles est soumis le composite.

Les matériaux ainsi obtenus sont très hétérogènes et souvent anisotrope. La nature de la matrice et de la charge, la forme et la proportion de charge, la qualité de l'interface et de procédé de production utilisé est autant de paramètres qui peuvent influence les propriétés des matériaux composites. Parmi les composites, on distingue deux types : les composites grandes diffusions (GD) et les composites hautes performances (HP).

#### **I.1.1.LES COMPOSITES GD**

Les composites grandes diffusions représentent 95% des composites utilisés. Ce sont en général des plastiques armés ou des plastiques renforcés. Le taux de renfort avoisine 30% dans 90% des cas. L'anisotropie n'existe pas ou n'est pas maîtrisée car les renforts sont des fibres courtes. Les principaux constituants de bases sont les résines polyesters (95% des résines thermodurcissables) avec des fibres de verre (plus de 99% des renforts utilisés).

#### **I.1.2. LES COMPOSITES HP**

Les composites hautes performances obtenues à partir de renfort fibreux sont massivement utilisées dans les applications nécessitant de reprendre des niveaux de sollicitations (au

moins) de même niveau que celles rencontrées dans les structures métalliques. Le domaine de transports, principalement utilisés dans l'aéronautique sont d'un coût élevé. Les renforts sont plutôt des fibres longues. Le taux de renfort est supérieur à 50%, et ce sont les renforts qui influent sur le coût. Les propriétés mécaniques (résistance mécanique et rigidité) sont largement supérieures à celles des métaux, contrairement aux GD le développement de nouvelles solutions composites (couple matériau-procédé) est le lieu privilégié pour illustrer l'utilisation de ces solutions.

**I.2. Constituées de matériau composite**

Un matériau composite est constitué d'une matrice et de renfort, constitué de fibres les plus répandus et possédant des propriétés mécaniques exceptionnelles sont ceux constitués de deux phases : Un matériau fibreux : **le renfort** ; Un matériau résineux : **la matrice**

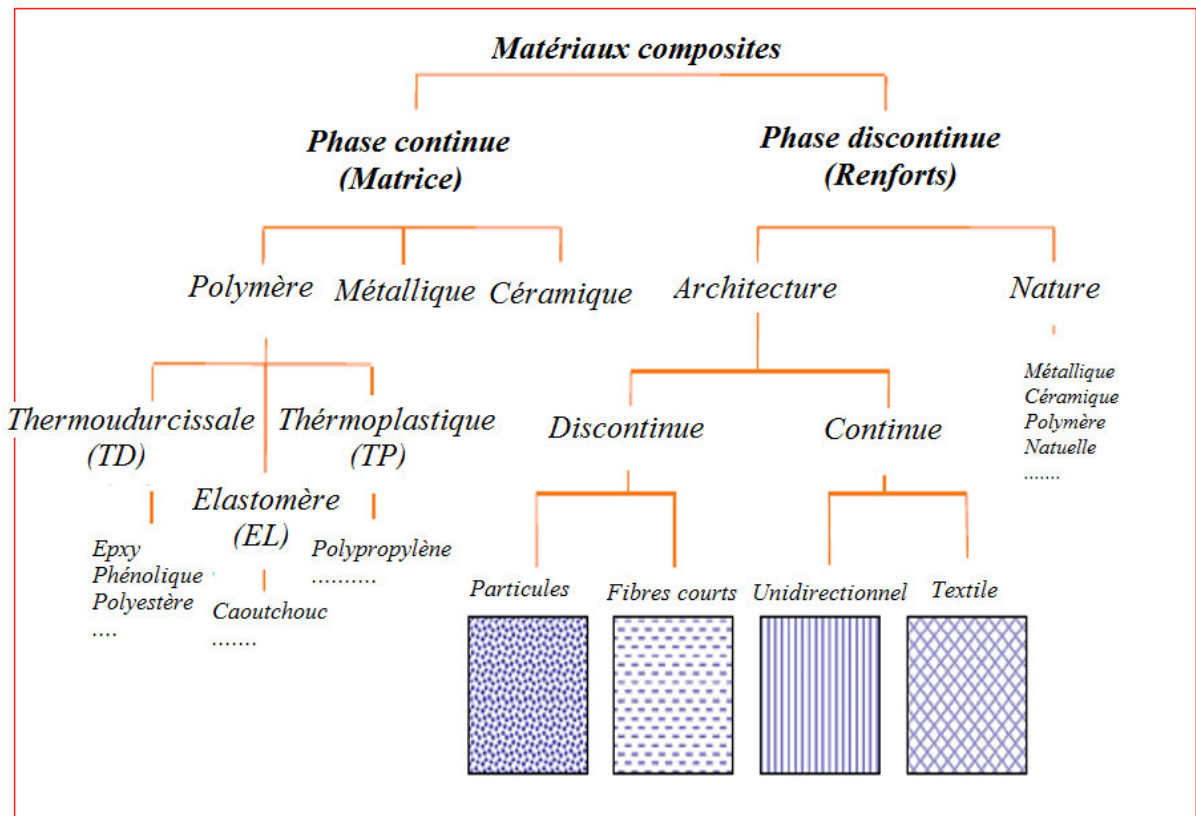


Figure 2. Constituées de matériau composite

### I.2.1. Renfort

Le renfort concentration du renfort est un paramètre de déterminant les propriétés de matériau composite, mesuré par la fraction volumique ou par la fraction massique. Dans le cas de matériau composite dont le renfort est constitué de fibre. L'orientation des fibres déterminées l'anisotropie des matériaux composites. Cet aspect constitue une des caractéristiques fondamentales des composites [4]

Les matériaux de renfort confèrent aux composite leurs caractéristiques mécaniques : rigidité, résistance à la rupture, dureté...etc. ces renforts permettent également d'améliorer certains des propriétés physiques , comportements thermiques, tenue en température, tenue au feu, résistance à l'abrasion , propriétés électriques , les caractéristiques recherchées pour les renforts sont : les caractéristiques mécaniques élevées, masse volumique faible, bonne comptabilité avec les résines, facilité de mise en œuvre, faible coût. [1]

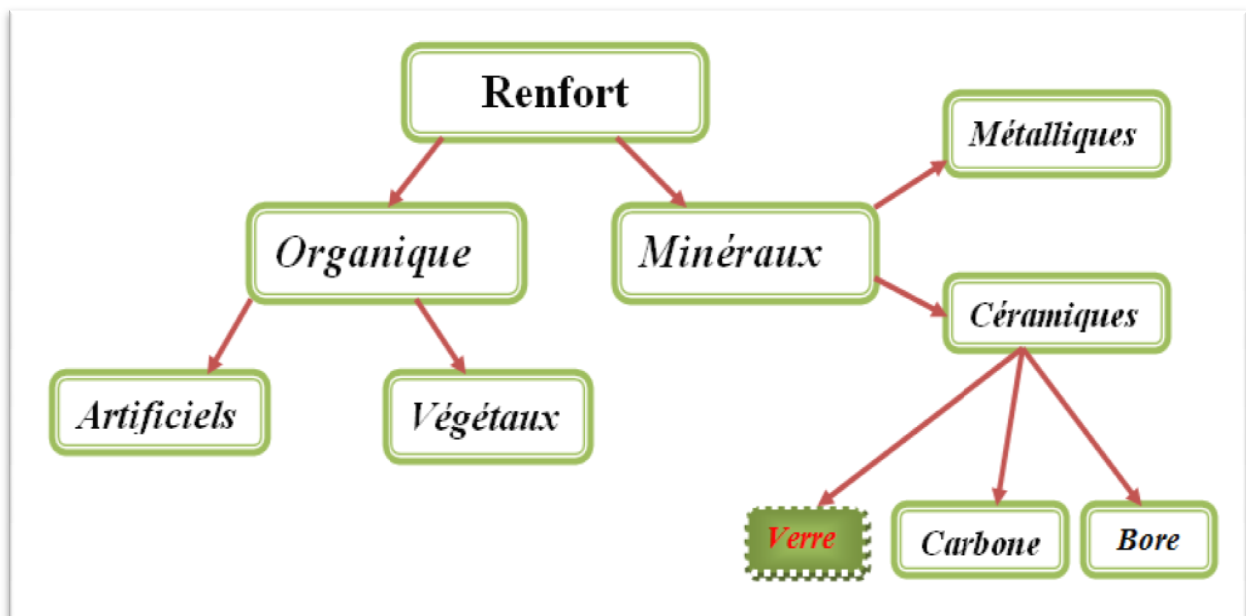


Figure 3. Type de renfort

#### a. Renfort en fibre

La liaison entre fibres et matrice est créée pendant la phase d'élaboration du matériau composite. Elle a une influence fondamentale sur les propriétés mécaniques de ce dernier. On les commercialise essentiellement sous forme fibreuse.

**b. Renfort en fibre discontinu « fibre courts »**

Quelques centimètres ou fractions de millimètre : ce sont les feutres, les mat et les fibres courtes injectées utilisés en moulage.

**c. Renfort en fibre continu « fibres longues »**

Sont généralement utilisées pour les composites à HP. Cette forme fibreuse offre une résistance à la rupture et souvent un module d'élasticité beaucoup plus élevée que ceux du même matériau massif, avec une augmentation de la longueur de 10000 fois au bien pour le même volume, la surface multipliée par 100 dans le cas des de verre. Ces renforts ont le rôle d'assurer la bonne tenue mécanique des composites et sont disposées au sein du matériau en fonction de propriétés recherchées. Pour créer une structure résistance adaptée. [3] aux contraintes mécaniques, il existe plusieurs architectures de renfort :

- **Unidimensionnel**

Fibres unidirectionnelles, c'est -à- dire orientées suivant une même direction de l'espace. (Nappe ou Roving).

- **Bidimensionnel**

Surfaces tissées (tissus), ou non tissées (feutres, mats). Les tissus bidirectionnels caractérisés par des fibres dans les deux directions de trame et de chaîne, tissés selon des motifs de répartition plus ou moins complexes (sergé, satin, taffetas). Les plis bidirectionnels, pour des raisons de simplification, sont la plupart du abordés comme l'empilement de deux plis unidirectionnels.

- **La toile (ou taffetas)**

C'est l'armure la plus simple, chaque fil de chaîne passe alternativement au-dessus et en dessous de chaque fil de trame.

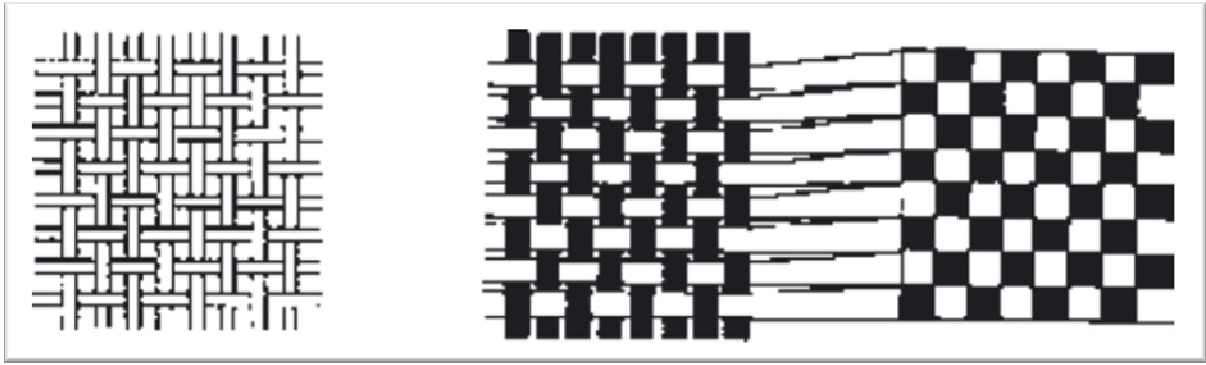


Figure 4. Tissu taffetas

- **Le sergé**

Une armure des ergése caractérise par un effet oblique (diagonal) obtenu en décrochant un fil de chaîne à chaque duite. La plus petite armure est le sergé de 3 dont le rapport en chaîne et entrameestde3chaîneset3duites. Lerapportdel'armuresergéestlimitépar la longueur des flottés.

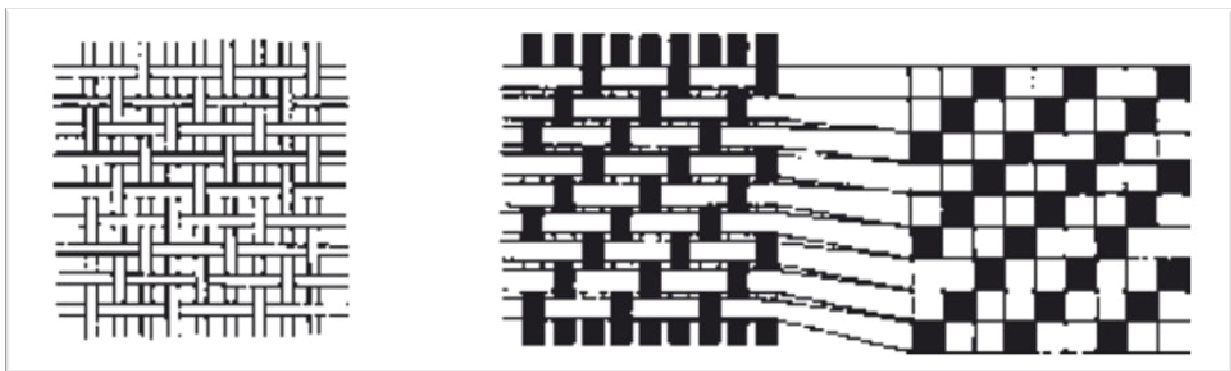


Figure 5. Tissu sergé

- **Le satin**

L'armure satin donne au tissu un aspect uni. C'est une armure dont la chaîne ou la trame domine de façon à donner un aspect lustre à l'endroit du tissu et mat à l'envers. L'endroit du tissu est caractérisé par une forte prédominance des flottés de chaîne ou de trame. Comme le sergé, l'armure satin n'a qu'un seul point de liage sur chaque chaîne et sur chaque duite de rapport d'amure.



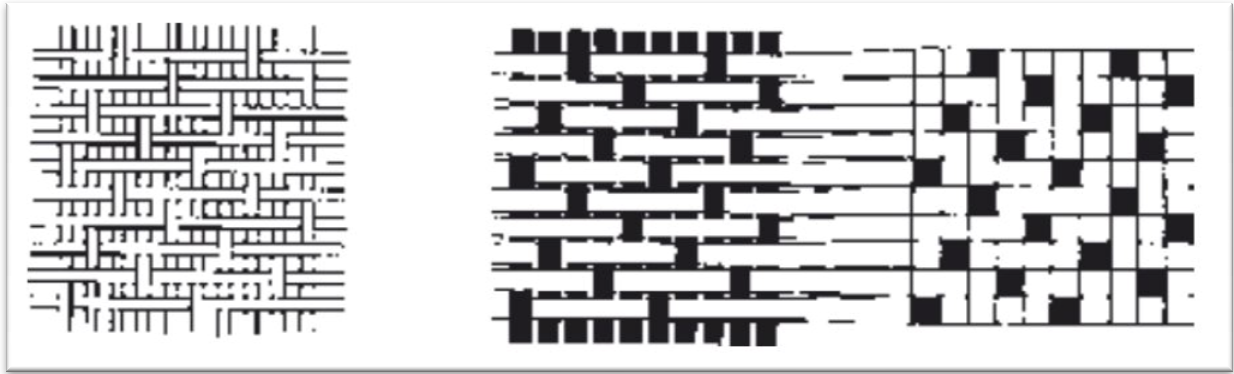


Figure 6. Tissu satin

#### d. Tridimensionnel

Volumes préformés ou non, constitués par des fibres orientées suivant plusieurs directions (>2) de l'espace (appelés quelque fois « tissus multidimensionnels »).

#### I.2.1.1. FIBRES DE CARBONE

Les fibres de carbone ont de très fortes propriétés mécaniques et sont largement utilisées dans les composites HP, élaborées à partir de l'un des trois précurseurs suivants : la rayonne, le brai de pétrole, et le poly acrylonitrile  $[(CH_2-CH-CH)_n]$  noté (PAN). Les fibres de carbone utilisées comme des renforts sont produites à partir de brai de mésophase ou de PAN, en commençant tout d'abord par le traitement thermique de brai isotope afin d'orienter les molécules poly aromatiques. Ensuite, le filage et l'étirage de cette mésophase sont réalisés pour l'obtention des fibres ; ces dernières sont composées de 90 à 70 % de carbone, moins de 10 % d'azote, environ, 1% d'oxygène et moins de 1% d'hydrogène. La fabrication des fibres de carbone à partir de PAN passe par quatre étapes : Oxydation, carbonatations, graphitassions et traitement de surface [11].

##### a. Oxydation

Les fibres acryliques étant fusibles, la phase d'oxydation a pour but de supprimer artificiellement le point de fusion ; cette opération est effectuée en chauffant les fibres à environ 200 à 300 °C en atmosphère oxygénée pendant 0,5 à 3h. Il se produit alors une oxydation conduisant à une réticulation des chaînes moléculaires et à la création d'un réseau tridimensionnel.

##### b. Carbonatation

Consiste à chauffer progressivement les réticulées de 300 °C à 1100 °C environ, en atmosphère inerte. Il y a alors élimination de l'eau et de l'acide cyanhydrique, seuls les

carbones étant conservés dans la chaîne. Les fibres obtenues après cette phase ont de bonnes caractéristiques mécaniques et peuvent être utilisées après traitement des surfaces. Ces fibres sont alors dénommées fibres HR (haut résistance) ou fibres HT (haut ténacité).

### c. Graphitisation

Cette phase est utilisée lorsqu'on souhaite obtenir des fibres à module de Young élevé ; cette phase consiste à effectuer, à la suite de la carbonatation, une pyrolyse des fibres en atmosphère inerte jusqu'à 2600°C ou à des températures supérieures ; la graphitisation provoque une réorientation des réseaux hexagonaux de carbone suivant l'axe des fibres, ce qui aboutit à une augmentation du module de Young. Toutefois, simultanément à cette réorientation, des défauts se créent dans la structure, entraînant une diminution de la contrainte à la rupture. Suivant le taux de graphitisation, on distingue deux types de fibres : fibres à haute résistance (HR) pour une combustion à 1500 °C, et fibres haut module (HM) pour une température de combustion de 1800 à 2000 °C [13].

### d. Traitement de surface

Il consiste en un traitement de surface par oxydation ménagée en milieu acide (nitrique ou sulfurique). Cette phase a pour objet d'accroître la rugosité des filaments. Un traitement final par ensimage effectué à l'aide d'une dispersion aqueuse spécifique comportant un agent antistatique, permet d'assurer différents rôles telle que la compatibilité de la liaison fibre – matrice et la protection contre l'abrasion générée par la mise en œuvre (frottement contre pièces métalliques).

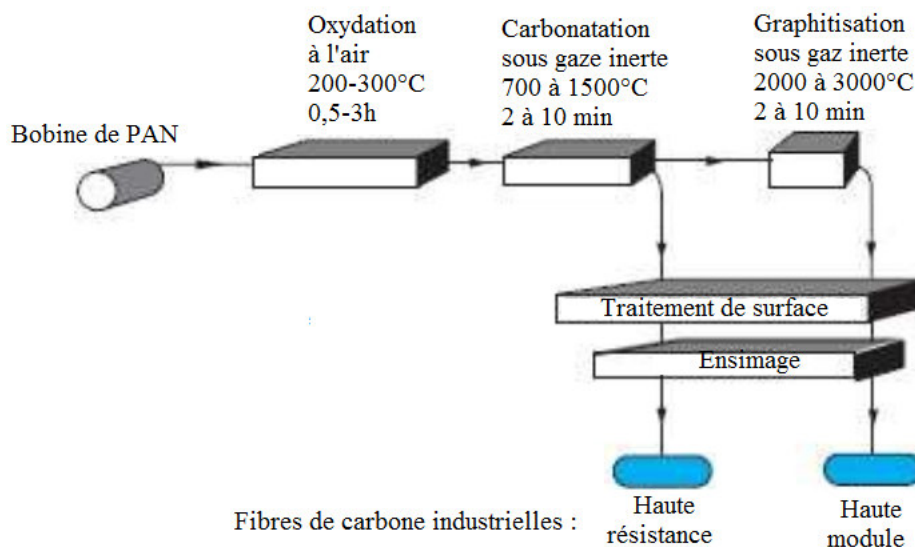


Figure 7. Procède de fabrication de fibres de carbone à partir de (PAN).

Tableau 1. Caractéristiques des fibres de carbone comparées à celles des fibres de verre E [12]

Caractéristiques mécaniques	Verre E	Carbone HR	Carbone HM	Carbone THM	Carbone HM
Masse volumique $\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	2600	1750	1810	1950	2000
Diamètre ( $\mu\text{m}$ )	10 à 20	5 à 7	5 à 7	5 à 7	12
Module $E_f$ (GPa)	73	230	400	600	280
Module spécifique $E_f/\rho$ (MNm/kg)	28	130	210	310	140
Contrainte à la rupture $\sigma_u$ (KNm/Kg)	3400	3000-5000	2800	2000	1000-2400
Contrainte spécifique $\sigma_u/\rho$ (kN.m/kg)	1300	1710-2290	1550	1030	1000-1200

### I.2.2. LA MATRICE




Les résines doivent être assez déformables et doivent présenter une bonne compatibilité avec les fibres, en outre, elles doivent avoir une masse volumique faible de manière à conserver au matériau composite des caractéristiques mécaniques spécifiques élevées. Compte tenu de ces contraintes, les résines utilisées sont des polymères, modifiés par différents adjuvants et additifs : agents de démoulage, stabilisants, pigments.

Deux grandes familles de résines polymères existent : les résines thermoplastiques et les résines thermodurcissables. Ces deux types de résine possèdent la faculté de pouvoir être moulés ou mis en forme, pour donner soit un produit fini, soit un produit semi-fini dont la forme peut être modifiée.

#### I.2.2.1. RESINES THERMOPLASTIQUES

Les thermoplastiques sont constitués de macromolécules linéaires qui peuvent devenir mobiles entre elles lorsqu'on élève la température. La mise en œuvre se fait avec un apport d'énergie par chauffage ou par frottement, la matrice passe d'un état solide à un état plastique ou fondu [10].

Parmi les résines thermoplastiques, nous citons :

-  Le polychlorure de vinyle (PVC) ;
-  Le polyéthylène ;
-  Le polypropylène ;

✚ Le polystyrène.

### I.2.2.2. RESINES THERMOSTABLES

Les résines thermostables se distinguent essentiellement des autres résines par leurs performances thermiques, puisque dans ces résines nous retrouvons les deux grandes familles des résines thermoplastiques et thermodurcissables. Les résines thermostables sont développées surtout dans les domaines de l'aviation et de l'espace, où les laboratoires cherchent à mettre au point de nouvelles résines. Parmi les résines thermostables, nous citons :

- ✚ Les résines polyamides [3].
- ✚ Les résines polyesters insaturées, polyesters condensés, vinylesters ;
- ✚ Les résines de condensation : phénoliques, aminoplastes, furaniques ;
- ✚ Les résines époxydes.

Dans l'atelier de composites situé à la compagnie **d'Air Algérie** la résine utilisée est la résine thermodurcissable époxydes

### I.2.2.3. CAS DES MATRICES EPOXYDES

L'époxy ou scientifiquement nommé poly époxyde est un thermodurcissable composé d'une résine dite pré polymère qui contient des monomères dont les fonctions époxydes sont les groupements réactifs de la résine, et le durcisseur permettant l'ouverture du cycle époxy et la liaison entre les monomères. Pour cela, les durcisseurs doivent posséder au moins deux fonctions pouvant réagir avec le pré polymère en déclenchant la copolymérisation (réaction de polycondensation) de la résine et en formant un réseau tridimensionnel, non cristallin et infusible. Ce sont souvent des amines ou des anhydrides.

D'autres ajouts peuvent être additionnés et sélectionnés selon le domaine d'application de la résine, tels que les diluants qui sont utilisés dans la formulation de la résine époxy pour réduire la viscosité ou éliminer les solvants. Ces ajouts permettent à la résine époxyde d'être la famille la plus polyvalente des résines, (peuvent être facilement modifiées) pour avoir des propriétés différentes. Cette modification peut être réalisée par :

- La sélection d'un pré polymère approprié ou une combinaison de différentes familles de pré polymère.
- La sélection d'un agent de durcissement et de mécanisme de réaction associé.

- L'addition simple des charges organiques ou inorganique et les composantes [21].

### I.2.2.3.1. CONSTITUANTS DE LA RESINE EPOXYDE

#### a) PRE POLYMERE

D'une façon générale, les prépolymères sont caractérisés par les facteurs suivants :

- **n** : est le degré de polymérisation qui dépend du rapport molaire entre l'épichlorhydrine et le diphenylolpropane (les deux produits pour la synthèse de monomère). Suivant sa valeur, la molécule est plus ou moins longue, et la viscosité du produit est alors modifiée :

- Si  $0 < n < 1$  : le pré polymère est liquide ;
- Si  $1 < n < 1,5$  : le pré polymère est très visqueux ;
- Si  $n > 1,5$  : le pré polymère est sous forme solide.

#### • **Mn (g/mol)**

Représente la masse molaire du pré polymère :  $Mn = 340 + 248n$ ;

#### • **L'indice époxyde (IE)**

Est le nombre d'équivalents d'époxydes, c'est-à-dire de moles d'époxydes contenues dans un kilogramme de pré polymère (équivalent époxyde / kg de résine ou mol/kg), avec  $IE = 2000/Mn$  ;

#### • **Le poids équivalent d'époxydes (EP)**

C'est la quantité de résine en grammes contenant un équivalent d'époxyde. Selon le nombre de fonctions époxydes que possède le pré polymère (2, 3 ou 4), celui-ci est bi, tri ou tétra-fonctionnel. Il existe de nombreux pré polymères époxydes, le plus connu d'entre eux étant la DGEBA ou DiGlycidylEther du Bisphénol A. C'est le premier pré polymère époxyde apparu sur le marché et le plus répandu puisqu'il constitue à lui seul 95 % de la production mondiale [22]. Sa structure chimique est présentée dans la (figure 8) [23].

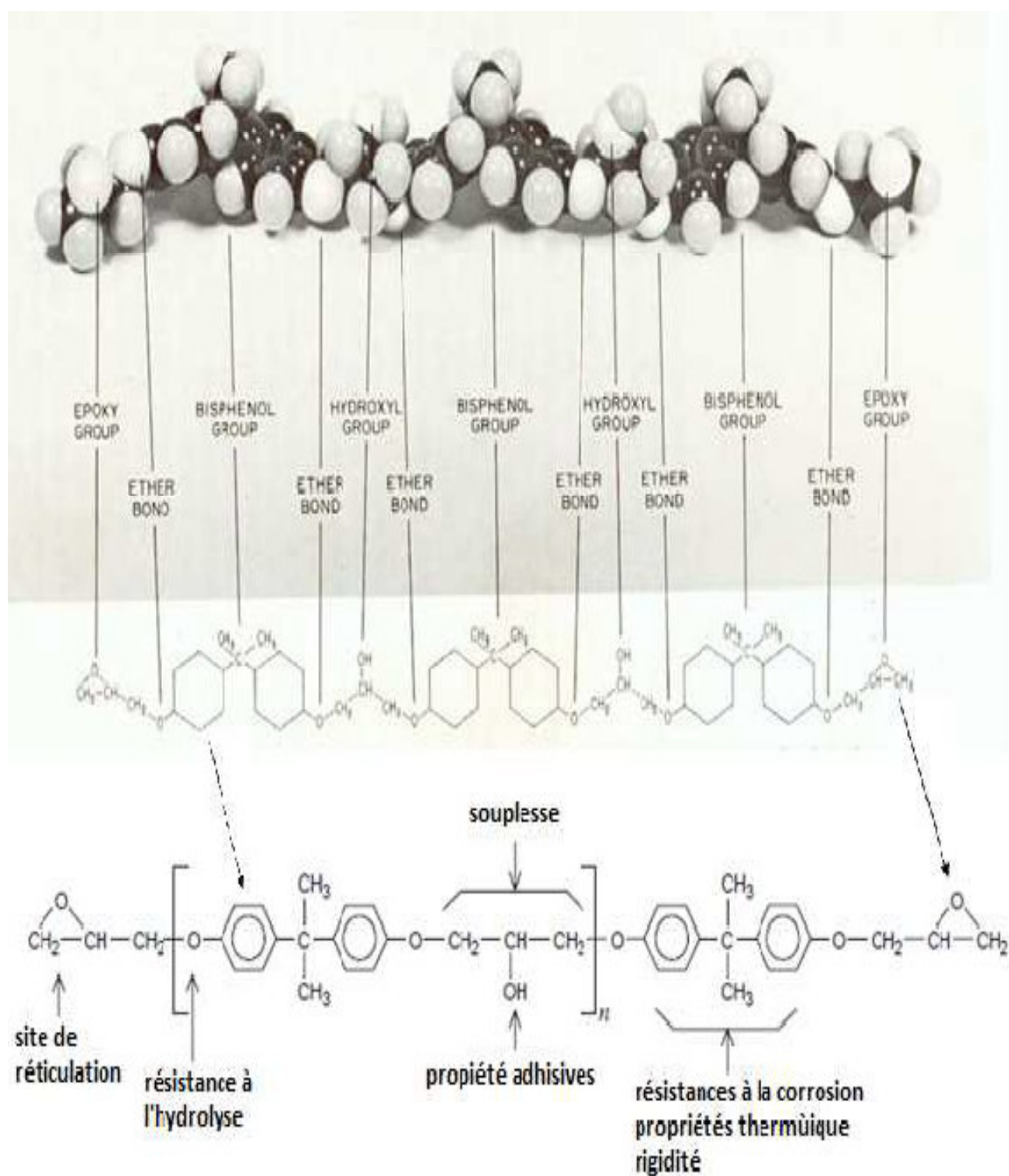


Figure 8. Photographie du modèle 3D du constituant DGEBA n=2  
Avec présentation chimique des principaux groupes constitutifs.

### b) DURCISSEUR

Le durcisseur est un agent de réticulation qui, par réaction chimique avec les groupements époxydes, permet l'ouverture du cycle époxyde et réagit avec le pré polymère pour en relier

les chaînes en un réseau tridimensionnel réticulé. Il peut être de nature chimique très variable (amine, anhydride...). Le choix d'un durcisseur est un compromis entre plusieurs caractéristiques :

- Viscosité du mélange réactif ;
- Durée de vie en pot du mélange ;
- Réactivité du système lors de la mise en œuvre ;
- Propriétés finales : Tg, module, reprise d'eau, etc.

Les durcisseurs amines sont les plus couramment utilisés, ces amines sont présentes dans des polyamines de plusieurs familles : aliphatiques, cyclo aliphatiques ou aromatiques. Les durcisseurs se distinguent par leurs fonctionnalités (nombre de groupements amines) et par la nature chimique des liens entre fonctions amines réactives.

### c) LES ADDITIFS

Sont introduits pour obtenir certaines propriétés physiques, chimiques et/ou mécaniques, pour répondre aux exigences technico économiques. Parmi ces ajouts, nous avons les charges minérales, catalyseurs, plastifiants ou diluants, Colorants :

- **Charges minérales**

Ces charges permettent d'améliorer les propriétés particulières du polymère. Elles sont ajoutées sous forme de particules (sphériques ou lamellaires) au mélange de base pré polymère/durcisseur, avec un diamètre moyen de l'ordre de 15  $\mu\text{m}$ , et avec un taux de charge qui peut aller jusqu'à 65 % en masse. Ces charges permettent d'augmenter la viscosité de la résine non réticulée, ainsi que la tenue thermique et les propriétés mécaniques durées. Enfin, elles baissent fortement le prix de la résine.[26].

- **Catalyseurs**

Ils servent à augmenter la vitesse de réticulation. Leur nature dépend des constituants de la résine.

- **Plastifiant ou diluants**

Employés modérément, de l'ordre de quelques pour cent, ils permettent de réduire la viscosité et ainsi de diminuer les caractéristiques mécaniques.

- **Diluants réactifs**

Incorporés à faible teneur dans une résine, ils font chuter la viscosité dans un rapport de 10

sans trop amoindrir les caractéristiques mécaniques. Ainsi, avec une amine aromatique en solution, la température de transition vitreuse baisse de 120°C à 100°C. Cependant, la chute des propriétés mécaniques est importante s'il on dépasse 10% de diluant dans la résine [26].

- **Colorants**

Ce sont, soit des pigments minéraux comme le dioxyde de titane (blanc), soit des pigments organiques. Il est possible d'avoir à peu près les coloris, mais on ne peut pas obtenir des teintes vraiment claires avec les résines époxydes, surtout lorsqu'elles sont chargées de silice [27].

## **I.2 STRATIFIE**

Un stratifié est composé d'un ensemble ordonné de couches d'orientation et d'épaisseur données. Une couche d'un stratifié est souvent appelée une strate ou pli, le type de stratifié est défini généralement par sa séquence d'empilement. L'avantage que présentent les composites stratifiés est de permettre de créer des matériaux aux propriétés mécaniques orientées de manière optimale afin de mieux répondre aux sollicitations de la structure [13], ce qui permet de voir la particularité de l'anisotropie : la dépendance des propriétés physiques avec la direction, et un comportement différent suivant les directions de sollicitation. Cette propriété physique augmente le nombre de paramètres déterminant la rigidité, la résistance, la thermique, etc. Dans le cas des composites à fibres longues, on distingue généralement trois échelles pour les stratifiées à base de plis unidirectionnels :

**Dans l'échelle « micro »** ou échelle des constituants élémentaires, on modélise les fibres et la matrice ; les tailles caractéristiques des constituants et le diamètre d'une fibre sont de quelques microns.

**Dans l'échelle « méso »** ou échelle des constituants intermédiaires tels qu'un fil ou un pli, on ne distingue plus entre les fibres et la matrice au sein des fils et des plis, c'est-à-dire qu'on modélise ces dernières en les considérant comme un milieu homogène dont la taille caractéristique est égale au diamètre d'un fil ou l'épaisseur d'un pli (quelques millimètres).

**Dans l'échelle « macro »** ou échelle de la pièce, qu'il s'agisse d'un tissu, d'un stratifié ou d'un assemblage plus complexe, on ne modélise aucun constituant élémentaire ni intermédiaire, c'est-à-dire qu'on modélise la pièce par un milieu homogène, et sa taille caractéristique est généralement de l'ordre du centimètre, voire beaucoup plus.



II.2.1. TYPES DE STRATIFIES

La théorie classique des stratifiés est utilisée dans la plupart des modèles décrivant le comportement mécanique des tissus ; les interfaces fibres/matrices sont supposées parfaites et ne sont pas considérées dans les calculs. L'épaisseur du stratifié est faible par rapport à ses autres dimensions. Ceci conduit à un comportement mécanique anisotrope caractérisé par l'existence de directions privilégiées. En élasticité linéaire, ce comportement est défini par la loi de HOOK généralisée, et ce, à l'aide d'une matrice de rigidité [C] liant le champ de contraintes au champ de déformations, ou bien à l'aide d'une matrice de souplesse [S] liant le champ de déformations au champ de contraintes :

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{pmatrix}$$

$$S_{ij} = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & S_{14} & S_{15} & S_{16} \\ S_{21} & S_{22} & S_{23} & S_{24} & S_{25} & S_{26} \\ S_{31} & S_{32} & S_{33} & S_{34} & S_{35} & S_{36} \\ S_{41} & S_{42} & S_{43} & S_{44} & S_{45} & S_{46} \\ S_{51} & S_{52} & S_{53} & S_{54} & S_{55} & S_{56} \\ S_{61} & S_{62} & S_{63} & S_{64} & S_{65} & S_{66} \end{pmatrix}$$

La réduction du nombre de constantes à déterminer, varie en fonction des symétries propres aux types des fibres utilisées, comme le montre la figure10

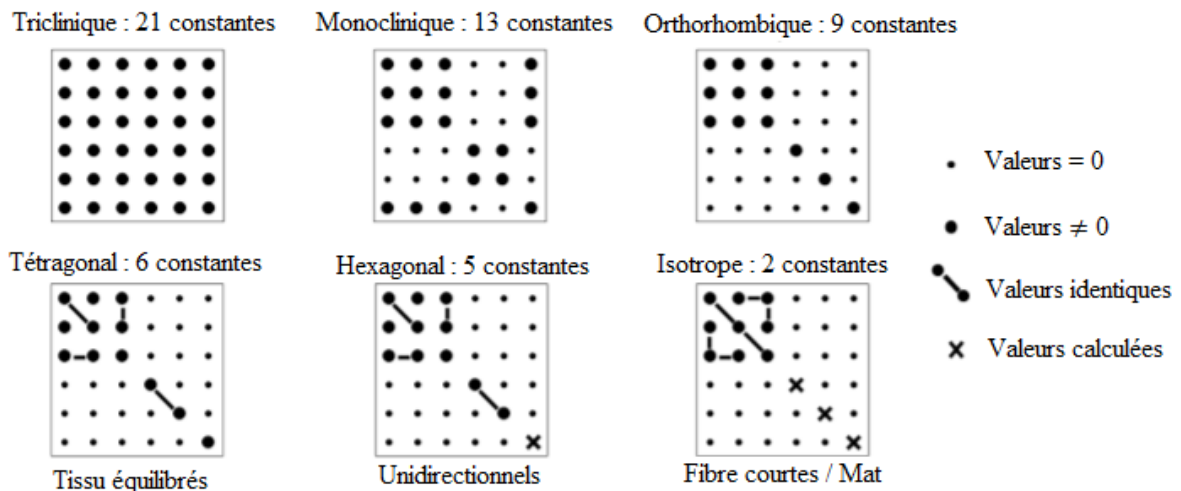


Figure 9. Construction des matrices de rigidité en fonction des plis composites

### II.2.1.1. Cas des stratifiés à base de renfort tissé

Le renfort tissé se distingue par sa structure qui comporte des fibres tressées ou alignées en câbles, nommés torons ou simplement fils comptant chacun quelques centaines ou milliers de fibres. Ces fils sont ensuite tissés selon des motifs dans les sens chaîne et trame.

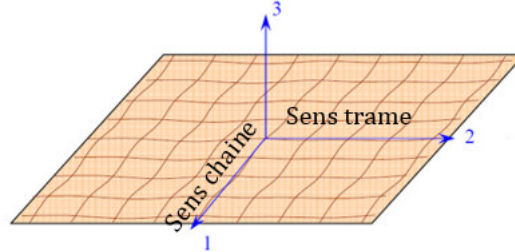


Figure 10. Exemple de structure tissu

Plusieurs méthodes présentées et examinées dans la littérature [14] sont utilisées pour déterminer les propriétés mécaniques élastiques des stratifiés à base de tissu, ainsi que leurs caractéristiques à la rupture ; ces méthodes sont implantées selon l'échelle considérée : micro, méso ou macro.

L'analogie des stratifiés est une approche utilisée pour modéliser le comportement élastique d'une couche à renfort tissé. Cette analogie consiste à considérer la couche à renfort tissé comme constituée de deux couches unidirectionnelles, l'une orientée à  $0^\circ$  et l'autre à  $90^\circ$  ; par la suite, les plaques sont formées d'une combinaison de plis unidirectionnels assemblés en un seul ensemble, le stratifié. Suivant cette approche, le tissu de verre de type taffetas est distingué par un plan de quasi-isotropie selon les deux directions chaîne et trame, comme l'indique la figure ci-après.

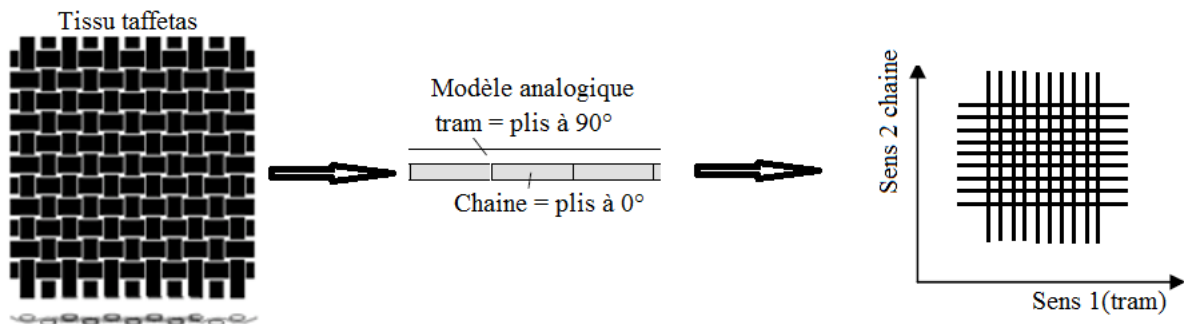


Figure 11. Méthode d'analogie d'une couche à renfort tissu 'taffetas'

### II.2.1.2. Comportement d'une structure orthotrope

On dit qu'un modèle de comportement est orthotrope lorsque ces propriétés élastiques présentent une symétrie selon trois plans perpendiculaires deux à deux. Un modèle isotrope transverse est systématiquement orthotrope (mais l'inverse n'est pas vrai) ; ces modèles sont typiquement utilisés pour les tissus 2D ou 3D orthogonaux, équilibrés ou non. Dans ce

modèle, on distingue 9 constants élastiques indépendants, ce qui conduit à la matrice de rigidité suivante :

$$C_{ij} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{pmatrix} \quad (\text{II, 1})$$

Ou bien, en termes de souplesse

$$S_{ij} = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{pmatrix} \quad (\text{II, 2})$$

Le comportement élastique d'un matériau composite orthotrope est donc caractérisé par 9 coefficients indépendants :

- ❖ Trois modules d'Young :  $E_1, E_2, E_3$  qui représentent la rigidité du pli renforcé dans la direction des fibres sens chaîne, trame et hors plans, respectivement ;
- ❖ Trois modules de cisaillement :  $G_{12}, G_{13}, G_{23}$  qui sont les modules de cisaillement dans les plans (1,2), (1,3) et (2,3), respectivement ;
- ❖ Trois coefficients de poisson :  $\nu_{12}, \nu_{13}, \nu_{23}$  qui représentent les coefficients de Poisson dans les plans en indice.

Ces modules déterminent les coefficients de la matrice rigide :  $C_{11}, C_{12}, C_{13}, C_{22}, C_{23}, C_{33}, C_{44}, C_{55}, C_{66}$  Où :  $S_{11}, S_{12}, S_{13}, S_{22}, S_{23}, S_{33}, S_{44}, S_{55}, S_{66}$ . En termes de souplesse, ces coefficients sont en relation entre eux :

$$C_{11} = \frac{S_{22}S_{33} - S_{23}^2}{\Delta S} \quad ; \quad C_{22} = \frac{S_{33}S_{11} - S_{13}^2}{\Delta S} \quad ; \quad C_{33} = \frac{S_{11}S_{22} - S_{12}^2}{\Delta S} \quad (\text{II, 3})$$

$$C_{12} = \frac{S_{13}S_{23} - S_{12}S_{33}}{\Delta S} \quad ; \quad C_{13} = \frac{S_{12}S_{23} - S_{13}S_{22}}{\Delta S} \quad ; \quad C_{23} = \frac{S_{12}S_{13} - S_{23}S_{11}}{\Delta S} \quad (\text{II, 4})$$

$$C_{44} = \frac{1}{S_{44}} \quad ; \quad C_{55} = \frac{1}{S_{55}} \quad ; \quad C_{66} = \frac{1}{S_{66}} \quad (\text{II, 5})$$

$$\Delta S = S_{11}S_{22}S_{33} - S_{11}S_{23}^2 - S_{22}S_{13}^2 - S_{33}S_{12}^2 + 2S_{12}S_{23}S_{13} \quad (\text{II, 6})$$

Avec :

Ce qui permet de donner la matrice de souplesse suivante

$$S_{ij} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_3} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{pmatrix} \quad (\text{II, 7})$$

La matrice de souplesse étant symétrique, on obtient alors les égalités suivantes entre les modules d'élasticité et les coefficients de Poisson :

$$\frac{E_i}{\nu_{ij}} = \frac{E_j}{\nu_{ji}} \quad \text{avec } i, j = 1, 2, 3 \text{ ou L, T, T'} \quad (\text{II, 8})$$

Ce qui conduit aux égalités suivantes :

$$-\frac{\nu_{21}}{E_2} = -\frac{\nu_{12}}{E_1} \quad ; \quad -\frac{\nu_{31}}{E_3} = -\frac{\nu_{13}}{E_1} \quad ; \quad -\frac{\nu_{23}}{E_2} = -\frac{\nu_{32}}{E_3} \quad (\text{II, 9})$$

Par conséquent, on obtient la matrice de souplesse suivante :

$$S_{ij} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{pmatrix} \quad (\text{II, 10})$$

Si le tissu de renfort est équilibré et les propriétés mécaniques dans les deux sens sont égaux, la matrice est isotrope dans le plan (1,2) ; les propriétés de l'isotropie transverse sont :

$$E_L = E_T \quad ; \quad \nu_{12} = \nu_{21} \quad (\text{II, 11})$$

$$G_{12} = \frac{E_L}{2(1+\nu_{LT})} \quad ; \quad G_{13} = \frac{E_L}{2(1+\nu_{13})} \quad (\text{II, 12})$$

### II.2.1.3. Etat de contraintes planes

Dans le cas où les contraintes sont appliquées dans le plan ( $X_1, X_2$ ), les contraintes  $\sigma_{33}$ ,  $\sigma_{13}$  et  $\sigma_{23}$  sont nulles ; la loi de comportement en contraintes planes s'obtient facilement à partir de la loi de comportement élastique orthotrope tridimensionnelle exprimée en souplesse en tenant compte de l'hypothèse des contraintes planes ( $\sigma_{33} = \sigma_{13} = \sigma_{23} = 0$ ) ; l'état de contraintes planes est défini par :

$$\sigma(m) = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{66} \end{pmatrix} \quad (\text{II, 13})$$

Dans ce cas, les relations d'élasticité sont explicitées à partir de la matrice de rigidité réduite du matériau, « Q » :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{66} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{66} \end{bmatrix} \quad (\text{II, 14})$$

Où les constantes de rigidité sont en relation avec les paramètres de rigidité et les modules de l'ingénieur :  $E_L$  module de Young longitudinal,  $E_T$  module de Young transversal,  $\nu_{LT}$  coefficient de poisson et  $G_{LT}$  module de cisaillement, suivant les expressions :

$$Q_{11} = C_{11} - \frac{C_{23}^2}{C_{33}} = \frac{E_L}{1 - \frac{E_T}{E_L} \nu_{LT}^2} = \frac{E_L}{1 - \nu_{LT} \nu_{TL}} \quad (\text{II, 15})$$

$$Q_{22} = C_{22} - \frac{C_{23}^2}{C_{33}} = \frac{E_L}{E_T} Q_{11} \quad (\text{II, 16})$$

$$Q_{12} = C_{11} - \frac{C_{13} C_{23}}{C_{33}} = \nu_{LT} Q_{11} \quad (\text{II, 17})$$

$$Q_{66} = C_{66} = G_{LT}$$

### I.2.1.4. Cas de stratifié à renfort unidirectionnel

Le matériau composite en question est orthotrope et, du fait que la plaque est mince,

l'hypothèse de contrainte plane est bien justifiée dans le plan d'orthotropie. Dans ce cas, la complaisance du milieu est réduite à quatre coefficients. Dans un système d'axes où les fibres sont parallèles à l'axe « X<sub>1</sub> » et l'épaisseur à l'axe « X<sub>3</sub> » comme l'indique la figure 13, on peut écrire :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ 2\varepsilon_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_2} & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{II, 18})$$

Ou bien

$$\begin{bmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \tau \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{E_L}{1-\nu_{LT}\nu_{TL}} & \frac{\nu_{TL}E_L}{1-\nu_{LT}\nu_{TL}} & 0 \\ \frac{\nu_{LT}E_T}{1-\nu_{LT}\nu_{TL}} & \frac{E_T}{1-\nu_{LT}\nu_{TL}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{12} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma \end{bmatrix} \quad (\text{II, 19})$$

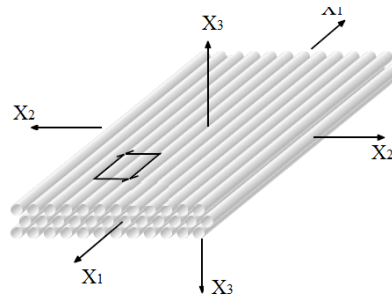


Figure 12. Stratifié unidirectionnel

Les paramètres élastiques dans le cas des stratifiés unidirectionnels peuvent également être déterminés par la loi du mélange en fonction des données de la matrice et du renfort utilisé, ainsi que les fractions volumiques de ces deux éléments :

$$E_L = E_f V_f + E_m V_m \quad ; \quad E_T = \frac{E_f E_m}{V_m E_f + V_f E_m} \quad (\text{II, 20})$$

$$G = \frac{G_m G_f}{V_m G_f + V_f G_m} \quad ; \quad \nu_{LT} = V_m \nu_m + V_f \nu_f \quad ; \quad \nu_{TL} = \frac{\nu_{LT} E_T}{E_L} \quad (\text{II, 21})$$

### I.2.2 Méthodes de caractérisations expérimentales

Pour déterminer ces modules, deux méthodes qui sont couramment utilisées :

#### .Méthode des essais quasi statiques

Elle consiste à réaliser des essais normalisés quasi statiques par sollicitations mécaniques sur les éprouvettes à température ambiante [16] ; dans ce cadre, les essais de traction permettent de déterminer les modules  $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ,  $\nu_{12}$ ,  $\nu_{13}$ ,  $\nu_{23}$  et  $G_{12}$ . Quant à l'essai de compression, il permet de déterminer le module d'Young hors plan  $E_{33}$ . Enfin, les essais de flexion permettent de mesurer les modules de cisaillement  $G_{13}$  et  $G_{23}$ .

#### .Méthode des essais dynamiques

Les essais dynamiques sont basés sur l'exploitation de la propagation d'ondes sonores à hautes fréquences (1 MHz–25 MHz) [17]. Pour un matériau composite orthotrope, la relation entre les constantes élastiques et les vitesses des ondes ultrasonores est obtenue par propagation d'ondes planes suivant des directions appropriées dans le matériau. Cette approche, dite inverse, est basée sur la caractérisation par contact direct sur les stratifiés, par l'intermédiaire de la mesure des vitesses de propagation des ondes planes dans des directions particulières, et de calculer les 9 composantes élastiques d'un matériau composite orthotrope.

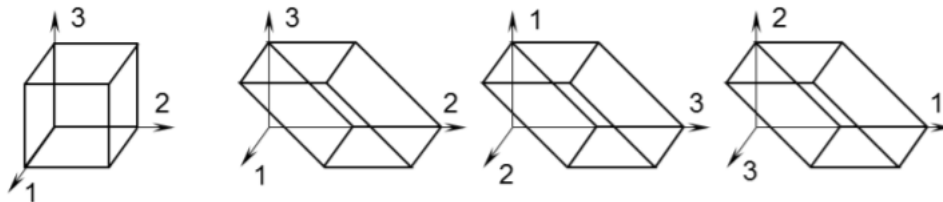


Figure 13. Sens d'orientation pour les mesures ultrasonores

La seule direction d'essai ultrasonore par contact direct exploitable est la direction 3 (fig. 13), qui permet de voir les relations suivantes [18]

$$C_{33} = \rho V_{33}^2 \text{ Pour le plan longitudinal}$$

$$G_{12} = C_{55} = \rho V_{13}^2 \text{ Pour le plan transversal (1 3)}$$

$$G_{23} = C_{44} = \rho V_{23}^2 \text{ Pour le plan transversal (2 3)}$$

**CHAPITRE II :**  
**DELAMINAGE DES STRATIFIES**  
**COMPOSITES**



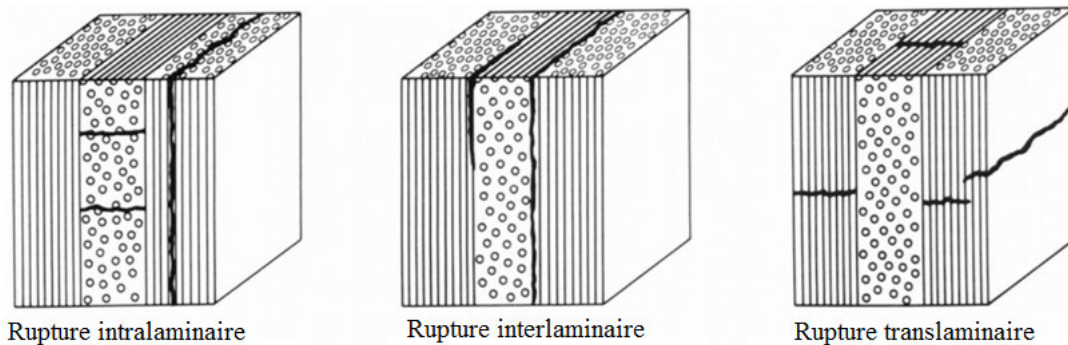
**II .Délaminage des stratifiés composites**

Le délaminage d'une structure en composite peut intervenir selon trois modes purs : l'ouverture, le glissement et le déchirement ou bien par une combinaison de plusieurs de ces modes. La ténacité inter laminaire de rupture peut se caractériser par des facteurs d'intensité de contrainte ou par des taux d'énergie de déformation libérés qui correspondent aux modes I, II et III. Plusieurs essais de caractérisation ont été développés pour les trois modes et pour certaines combinaisons de ces modes.

Pour la plupart des essais, il est nécessaire de mesurer avec précision ( $\pm 0.5 \text{ mm}$ ) la taille de la fissure qui se propage pendant l'essai afin de calculer les valeurs des ténacités inter laminaires. Il peut être très difficile de localiser avec précision le fond de la fissure, notamment pour les modes II et III. Ainsi, certaines méthodes de calcul ont été développées et permettent d'obtenir les ténacités inter laminaires sans connaître la taille réelle de la fissure. Pour le mode I, il existe la méthode de l'angle d'ouverture du fond de fissure [20] qui repose sur la mesure de l'angle d'ouverture et la théorie modifiée des poutres.

Pour le mode II, on pourra alors utiliser une méthode basée sur la calibration de la souplesse de l'éprouvette testée [21] ou la méthode de la fissure effective [22].

L'endommagement des stratifiés composites à renforts de fibres longues, peut être engendré au niveau des fibres ou de la matrice, suivant trois types de rupture : rupture intra laminaire, rupture inter laminaire et rupture translaminaire [23].



**Figure 14.** Trois types de rupture

La rupture intra laminaire dite aussi « fissuration transverse », est causée par la faible résistance de la matrice et la faible l'adhérence fibre-matrice durant les sollicitations dans le plan du stratifié. Bien que le pli se détériore par la contrainte de traction dans la direction normale aux fibres, la fissuration de la matrice se produit bien avant la rupture de fibre. Dans les stratifiés multidirectionnels, la fissuration transverse se présente, en général, successivement, du pli le plus faible au pli le plus résistant ; cette rupture est un problème propre aux matériaux réalisés par stratification. Ce mécanisme de rupture se caractérise par un

décollement ou une décohésion entre les plis du stratifié, et se produit dans l'interface entre deux plis. L'observation de la surface de rupture montre la rupture de la matrice et la décohésion fibre/matrice. Ces mécanismes n'impliquent pas nécessairement la rupture de fibres.

### II.1. Evolution du délaminage dans les structures composites

Le délaminage ou la décohésion entre deux couches de fibres au sein d'une structure en composite stratifié, se manifeste sous différentes sollicitations, soit en modes purs, à savoir : l'ouverture (mode I), le glissement droit (mode II) et le déchirement ou glissement vis (mode III), ou bien par une combinaison de plusieurs de ces modes, ou une combinaison des trois modes. Le mode III est moins étudié ; un grand nombre d'études décrivent les mécanismes de séparation en mode I et mode II [24].

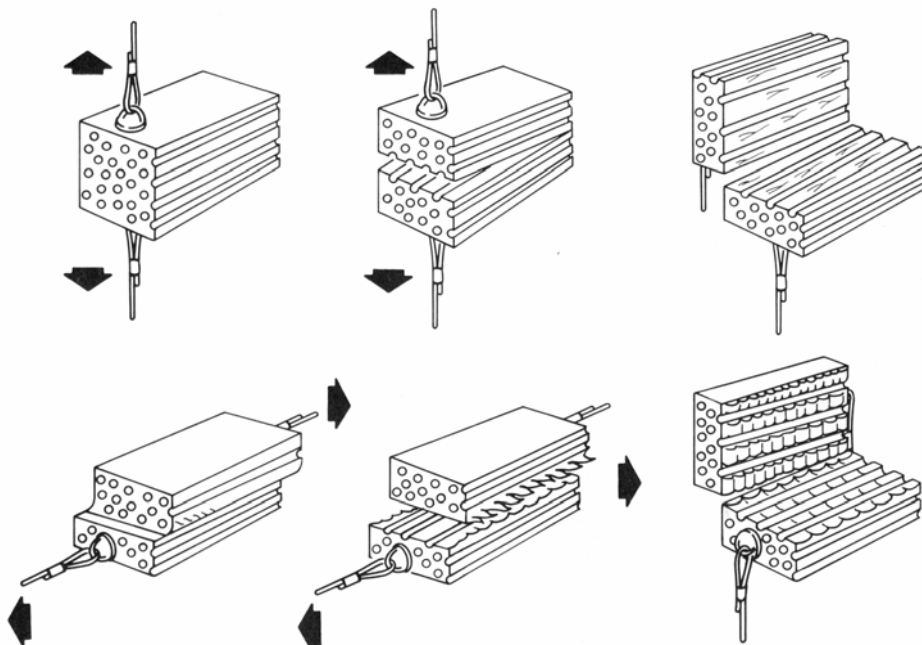


Figure 15. Mode de rupture I et II

Dans le cas des composites stratifiés unidirectionnels (fig. 15), la dégradation est initiée par l'apparition de microfissurations matricielles et de décohésion entre les fibres et la matrice à l'échelle microscopique figure (16a). La croissance de ces micro-dommages conduit à l'apparition d'endommagement au niveau du pli sous forme de fissures parallèles aux fibres, en traversant préférentiellement l'épaisseur que la largeur de l'éprouvette (b), ce qui conduit à des micro délaminages entre plis du fait de la concentration des contraintes en pointe de fissure transverse (c). Cette situation conduit à la rupture des fibres et, par suite, à la rupture du composite. L'évolution de ce phénomène est en fonction de l'empilement, du nombre de plis, du chargement, de la taille et de la forme de la structure considérée.

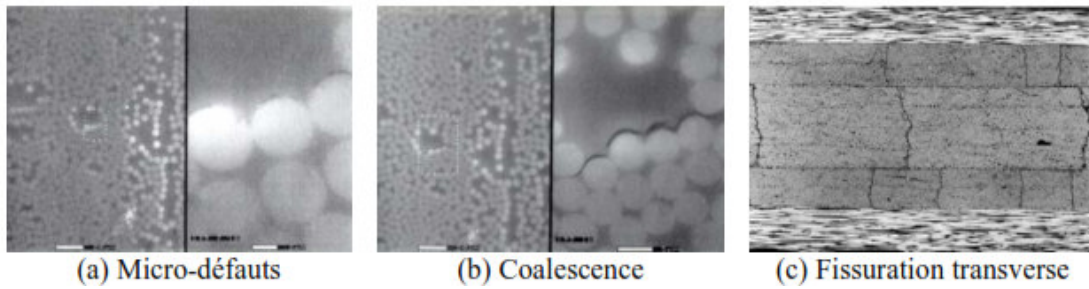


Figure 16a. Evolution de délaminage dans les stratifiés UD [25] [26]

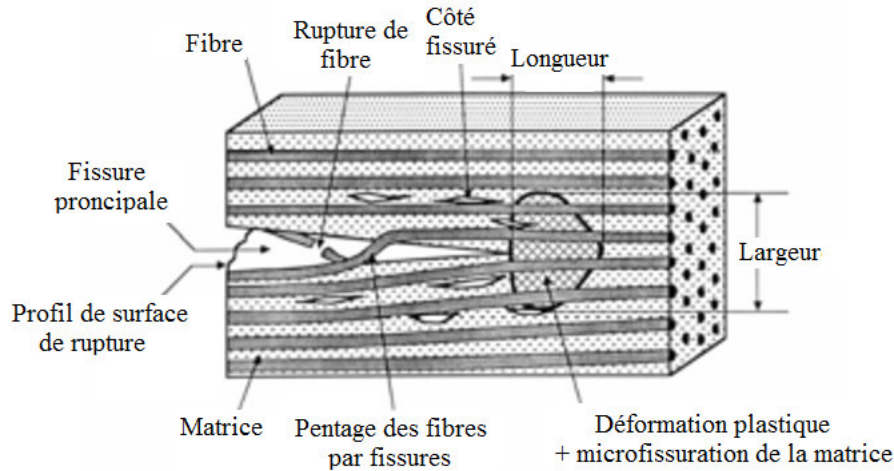


Figure 17. Mécanismes de l'endommagement accompagnant le délaminage [24]

## II.2. Etude du délaminage des matériaux composites

L'étude de délaminage des matériaux composites dans la mécanique de rupture classique, nécessite le traitement du problème de la non homogénéité et de l'anisotropie dans le cadre de l'élasticité anisotrope et des considérations dimensionnelles, [30], dans ce cadre, la rupture supposée de type « fragile », c'est-à-dire que le point de rupture se trouve dans la partie linéaire de la courbe effort-déplacement. L'endommagement est supposé confiné dans une zone très limitée par rapport aux autres dimensions de telle manière que le comportement mécanique macroscopique reste linéaire ; le délaminage est supposé dans son plan initial et se propage d'une façon uniforme suivant la largeur [31].

Ces postulats permettent de caractériser le délaminage des stratifiés composites d'une façon globale en termes de taux de restitution d'énergie  $G_c$  qui est associée à l'amorçage de la propagation du délaminage. Cette approche énergétique est plus pratique du point de vue expérimentale ou analytique par rapport au approche de contrainte, car elle est valable quel que soit le matériau fragile : isotrope ou anisotrope, homogène ou hétérogène. Par contre, l'approche de contrainte nécessite une étude de champ de contrainte qui est très complexe aux

conditions limites (extrémité de fissure), sachant que les formules analytiques du facteur d'intensité de contrainte pour les matériaux anisotropes, sont indisponibles [32].

Dans cette approche, deux paramètres peuvent être utilisés pour caractériser la rupture : le taux de restitution d'énergie ( $G$ ) et le facteur d'intensité de contrainte ( $K$ ).

### II.2.1. Taux de restitution de l'énergie $G$

En mécanique de rupture, le critère de délaminage est basé sur le taux de restitution d'énergie ( $G$ ). Le délaminage se propage quand le  $G$  atteint sa valeur critique,  $G_c$  qui représente la ténacité de l'interface délaminée ou la résilience (résistance à la rupture) [27], autrement dit, c'est l'énergie dissipée pendant une rupture par unité de nouvelle surface créée. Cette quantité est incontournable dans la science des matériaux car l'énergie fournie à la propagation de la fissure doit être équilibrée par la quantité d'énergie dissipée par la formation de la fissure [28]. Le délaminage peut se produire selon l'un des trois modes élémentaires ou sous une combinaison de ceux-ci. La détermination de  $G$  dans le cas de stratifier UD fait l'objet d'études et de méthodes expérimentales normalisées [29] ; ces critères de délaminage pour UD sont utilisés pour les interfaces non-unidirectionnelles avec l'hypothèse que cette interface possède une résistance plus grande au délaminage que celle de l'UD [30-32].

Les résultats des recherches montrent que les valeurs provenant des quatre méthodes différentes de dépouillement de données, sont très proches [33]. La ténacité du stratifié  $G$  correspondant à l'initiation de la propagation de la fissure devrait bien dépendre des angles d'orientation des fibres des plis adjacents à la fissure [31] ; par contre, les résultats obtenus sur les stratifiés à partir du tissu équilibré, ne permettent pas de déceler une relation claire entre la valeur de  $G_{IC}$  et l'angle d'orientation des fibres des plis adjacents à la fissure [33]. L'influence de l'angle des fibres adjacentes à la fissure sur la courbe  $R$  a été bien confirmée, de plus, il est montré que la vitesse de l'augmentation ainsi que la valeur stable au plateau de la courbe  $R$ ,  $R_{max}$ , dépend non seulement de l'orientation des fibres adjacentes, mais aussi de la différence d'orientation des deux plis adjacents. La valeur de  $R_{max}$  devient plus élevée lorsque la valeur de  $(\theta_1 + \theta_2)$  est supérieure à  $45^\circ$  [33]. Afin de bien expliquer les mécanismes d'endommagement et clarifier la relation entre la valeur de  $G_{IC}$ , la courbe  $R$  et les modes d'endommagement en fonction de l'orientation des fibres des couches adjacents, des études complémentaires sont nécessaires, en particulier sur des stratifiés réalisés à partir de préimprégné unidirectionnel [34-35].

Cependant, l'interpénétration des fibres entre les plis adjacents dans une éprouvette de type UD a tendance à créer des ponts entre les deux lèvres de l'éprouvette pendant que la fissure

avance, ce qui augmente la ténacité apparente avec l'avancée du délaminage. Ceci se traduit graphiquement par une courbe de résistance au délaminage (courbe R) croissante. Mais, la poursuite de l'augmentation de charge extérieure à cause du pontage va entraîner la rupture de ces ponts de fibres, ce qui conduit à une propagation brutale de la fissure UD ; pour cette raison, la résistance au délaminage dans le cas des fibres multidirectionnelles est toujours plus élevée par rapport à celle des plis UD.

Dans les travaux réalisés, nous remarquons que le rôle de la matrice ou bien la modification de la matrice n'est pas clarifiée ou étudié en détail.

#### a. Calcul du Taux de restitution d'énergie

Le taux de restitution de l'énergie est une mesure de résilience (résistance à la rupture), Il représente l'énergie dissipée pendant une rupture par unité de nouvelle surface créée, donné par la formule

$$G = -\frac{1}{e} \frac{\partial}{\partial a} (U - W) \quad (\text{III, 1})$$

Où U est l'énergie élastique du corps fissuré, W le travail des forces extérieures, a, la longueur de fissure et e, l'épaisseur du corps fissuré.

En fonction du mode de délaminage, les taux de restitution d'énergie peuvent être calculés en fonction des paramètres de la matrice de souplesse et des facteurs d'intensité de contrainte [39] :

$$G_I = K_I^2 \sqrt{\frac{S_{22}S_{11}}{2}} \sqrt{\sqrt{\frac{S_{22}}{S_{11}} + \frac{2S_{12} + S_{66}}{2S_{11}}}} \quad (\text{III, 2})$$

$$G_{II} = K_{II}^2 \frac{S_{11}}{\sqrt{2}} \sqrt{\sqrt{\frac{S_{22}}{S_{11}} + \frac{2S_{12} + S_{66}}{2S_{11}}}} \quad (\text{III, 3})$$

$$G_{III} = K_{III} \sqrt{\frac{S_{44}S_{55}}{2}} \quad (\text{III, 4})$$

#### II.2.2. Critère de propagation de fissure

Le bilan énergétique entre un état initial et un état final permet d'analyser la fissuration et la propagation de fissure dans la structure composite stratifiée : un accroissement de fissure nécessite un apport d'énergie lié à la création d'une nouvelle surface ; cette énergie est fournie par la perte d'énergie potentielle du système de corps fissuré. La fissure peut se propager à condition que la perte de l'énergie potentielle soit au moins égale à l'énergie nécessaire à la création de surface supplémentaire.

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

$$dU_{total} = dW_{ext} - dU_e - dU_d - dU_c - 2\gamma.dA = 0 \quad (III, 5)$$

$T_{total}$ : Energie totale du système

$W_{est}$ : Travail des forces extérieures appliquées lors de l'avancée de fissure

$U_e$ : Energie de déformation élastique emmagasinée dans le système

$U_d$ : Energie dissipée de façon irréversible

$U_c$ : Energie cinétique

$\gamma$  : Energie superficielle de cohésion du matériau

$dA = B da$  : Surface de fissuration créée par la propagation  $da$  dans l'épaisseur  $B$

En mécanique linéaire élastique de la rupture, la seule énergie dissipée de façon irréversible est l'énergie superficielle de cohésion du matériau, par conséquent :

$$U_d = 0$$

L'énergie dissipée par la propagation de fissure est donc «  $dA * \gamma * 2$  » car les nouvelles surfaces de rupture qui sont créées par la propagation, se trouvent sur les deux côtés du plan de fissure [40- 41].

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

$$\frac{d(W_{ext} - U_e)}{dA} - 2\gamma = \frac{dU_c}{dA} \geq 0 \quad (III, 6)$$

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

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} \quad (III, 7)$$

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

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

$$R = 2\gamma \quad (III, 8)$$

Où  $R$  est appelée la résistance à la propagation de fissure.

Le critère de propagation de GRIFFITH se traduit alors :

- **Propagation stable** :  $(dU/dA) = 0$  ou  $G = R$

L'énergie disponible «  $G$  » est égale à l'énergie nécessaire à la création d'une nouvelle surface «  $R$  ». La valeur de  $G$  à la propagation de fissure est appelée taux de restitution d'énergie critique ( $G_r$ ).

- **Propagation instable** :  $(dU_c/dA) > 0$  ou  $G > R$

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

La valeur de  $G$  est indispensable pour les ingénieurs et mécaniciens travaillant sur des appareils formés de composites aéronautiques, car lors de la découverte d'une petite faille dans la structure composite, le mécanicien peut prendre une décision scientifiquement basée sur ' $G$ '. Si la structure de l'appareil était soumise à des contraintes fournissant trop d'énergie à la pièce endommagée, il s'agirait, pour le mécanicien de changer la pièce. Si, au contraire, cette énergie ne dépassait pas ' $G$ ', avec une certaine marge de sécurité, l'appareil pourrait voler.

### II.2.3. Facteur d'intensité de contrainte $K$

Le travail de GRIFFITH a été repris par G.R. IRWIN. L'approche énergétique a été reformulée en termes de contraintes. Le taux de restitution énergie ( $G$ ) est remplacé par le facteur d'intensité de contrainte ( $K$ ) et l'énergie de création d'une nouvelle surface est remplacée par la ténacité pour la description de la résistance à la propagation de fissure [36]. Pour cette approche, un matériau se fissure au point où le facteur d'intensité de contrainte atteint sa valeur critique ( $K_c$ ).

Des formules analytiques du facteur d'intensité de contrainte ont été déterminées pour des Configurations simples [30]. Elles s'écrivent généralement sous la forme :

$$K = \sigma \sqrt{\pi a f(g)} \quad (\text{III, 9})$$

$K$  : Facteur d'intensité de contrainte ;

$\sigma$  : Contrainte uniforme à l'infini ;

$a$  : Longueur de la fissure ;

$f(g)$  : Facteur de géométrie de l'éprouvette.

Le champ de contraintes et le champ de déformations au voisinage de la pointe de fissure dans un matériau homogène isotrope, peuvent être déterminés à l'aide du facteur d'intensité de contrainte [30]. Pour un stratifié composite, la détermination du champ de contraintes est beaucoup plus difficile à cause de l'hétérogénéité et de l'anisotropie du matériau. Néanmoins, si le stratifié est considéré anisotrope mais homogène, le champ de contraintes en contrainte

plane peut être exprimé de la même façon que dans le cas d'un matériau isotrope [36-37] ; on applique cette approche élastique linéaire anisotrope au problème de fissuration.

Les expressions des champs de contraintes peuvent être exprimées de la façon suivante :

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{r}} f_{ij}(\theta) \quad (\text{III, 10})$$

Où :

$\sigma_{ij}$  : Contrainte au voisinage de la pointe de fissure ;

$K$  : Facteur d'intensité de contrainte ;

$r$  : Distance radiale par rapport à la pointe de fissure ;

$f_{ij}(\theta)$  : Fonction de la position angulaire  $\theta$  par rapport à l'axe de fissure.

Les contraintes dans l'équation présentent une singularité en  $1/\sqrt{r}$  ; elles sont donc infinies à la pointe de la fissure. En réalité, il y a toujours une zone plastique ou endommagée qui limite les contraintes à des valeurs finies ; la détermination de l'état de contraintes, dans cette zone, pour la comparer à des critères de rupture en contrainte, est cependant très compliquée. Une approche plus pratique consiste à déterminer expérimentalement la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte ( $K_c$ ), qui est appelée ténacité à la fissuration. On peut ensuite évaluer la stabilité d'une fissure par comparaison entre le facteur d'intensité de contrainte ( $K$ ) et la ténacité du matériau ( $K_c$ ).

Lorsqu'une fissure se propage dans un milieu homogène orthotrope sous un chargement en mode mixte I+II, le  $K$  peut être déterminé à partir du 'G' [33] [36] :

$$G_i = \frac{K_i^2}{E_i} \quad (i=I,II) \quad (\text{III, 11})$$

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

Pour les métaux et les polymères, la ténacité à la rupture est souvent exprimée en termes de facteur d'intensité de contrainte critique,  $K_c$ , pour un comportement isotrope dans le domaine élastique linéaire,  $K_{Ic}$  et  $G_{Ic}$  sont liés par l'expression suivante pour le cas de contrainte plane :

$$G_{Ic} = K_{Ic}^2 \frac{(1-\nu^2)}{E} \quad (\text{III, 12})$$



#### II.2.4. Influence de l'orientation sur le facteur G

La résistance au délaminage en mode I dépend non seulement de l'orientation des interfaces délaminées, mais aussi du protocole expérimental et de la nature des matériaux.

ALLIX et coll. [42] montrent que le  $G_{IC}$  de l'interface  $0/0$  est inférieur à celui de l'interface  $+0/-0$ . Une étude de ROBINSON et SONG [43], utilisant l'essai DCB et DCB modifié, indique également que l'interface  $0/0$  est moins résistante que les interfaces  $q/q$  et  $+q/-q$ . De plus, le  $G_{IC}$  à l'amorçage de l'interface  $0/0$  est inférieur à celui de l'interface  $0^{\circ}/5^{\circ}$  selon l'étude de OLSSON et coll. [44]. Par contre, POLAHA et coll [45] montrent que l'interface  $0/0$  est plus résistante que les interfaces  $q/q$  et  $+q/-q$ . Ils expliquent que le  $G_{IC}$ , relativement important pour l'interface  $0/0$ , est dû à l'effet de « nidification » des fibres, c'est-à-dire que les fibres des plis d'interface s'interpénètrent durant la polymérisation, favorisant ainsi le pontage des fibres lors de la propagation de délaminage.

LAKSIMI et coll. [46] utilisent un capteur d'émission acoustique et des jauges de déformation pour détecter l'amorçage durant l'essai. Grâce à cette détection plus fine, le  $G_{IC}$  à l'amorçage est indépendant des orientations des plis d'interface. Ce constat est en concordance avec la conclusion d'une revue critique très complète d'ANDERSON et KÖNIG [47].

La plupart des auteurs cités constatent que pendant la propagation de fissure, se produit le pontage et le changement du plan de délaminage pour les éprouvettes ayant des interfaces multidirectionnelles.

L'éprouvette « Edge Delaminated DCB » permet de supprimer le changement de plan de délaminage [48], mais pas toujours de manière efficace [49]. La propagation de délaminage dans les interfaces multidirectionnelles est très souvent inhibée par le problème du changement du plan de délaminage.

#### II.2.5. Critère d'initiation du délaminage

L'initiation du délaminage se produit lorsque l'énergie fournie est supérieure à l'énergie critique calculée précédemment à partir du critère de Griffith ; une méthode de calcul simple et directe est basée sur la détermination numérique du taux de restitution d'énergie totale en front de fissure [50]. Si le taux de restitution d'énergie calculé est égal au taux de restitution d'énergie critique en mode I du matériau, on considère qu'il y a risque d'initiation du délaminage. Ce critère simple permet, dans de nombreux cas, de décider si l'on tolère ou non le délaminage [51].

Les approches les plus complexes utilisent la décomposition du taux de restitution d'énergie totale en mode I, II et III. En effet, lorsque l'on est en présence d'un front de fissure de forme quelconque et de sollicitations complexes, l'état de contraintes en front de fissure est tridimensionnel. Il est donc nécessaire d'étudier l'état local de contraintes en front de fissure. L'établissement d'un critère mixte linéaire ou quadratique en mode I, II et III permet donc une détermination plus précise des efforts de propagation du délaminage [52].

### II.2.6. Courbe R

La courbe R décrit l'évolution de la résistance au délaminage en fonction de l'accroissement de la fissure après le point d'amorçage du délaminage. Dans le cas des éprouvettes du type DCB, la longueur de la fissure a été déterminée de façon effective à partir de la loi de la compliance basée sur le modèle de Berry ( $C = \alpha a^n$ )

$$a_{eff} = \sqrt[n]{\frac{C}{\alpha}} \quad (III, 13)$$

$C = \delta/P$  est mesurée dans la partie après l'initiation de la propagation de la fissure. Ensuite, la résistance correspondante est déterminée par la relation suivante :

$$G_{Ip} = \frac{n\alpha}{2b} P^2 (a_{eff})^{n-1} \quad (III, 14)$$

Ainsi, nous pouvons tracer la courbe R qui présente la variation de la résistance au délaminage en fonction de l'avancement de la fissure :  $\Delta R = f(\Delta a) = G_{Ip} - G_{Ic}$  ou  $\Delta a = a_{eff} - a_0$

$a_0$  est la longueur initiale de fissure

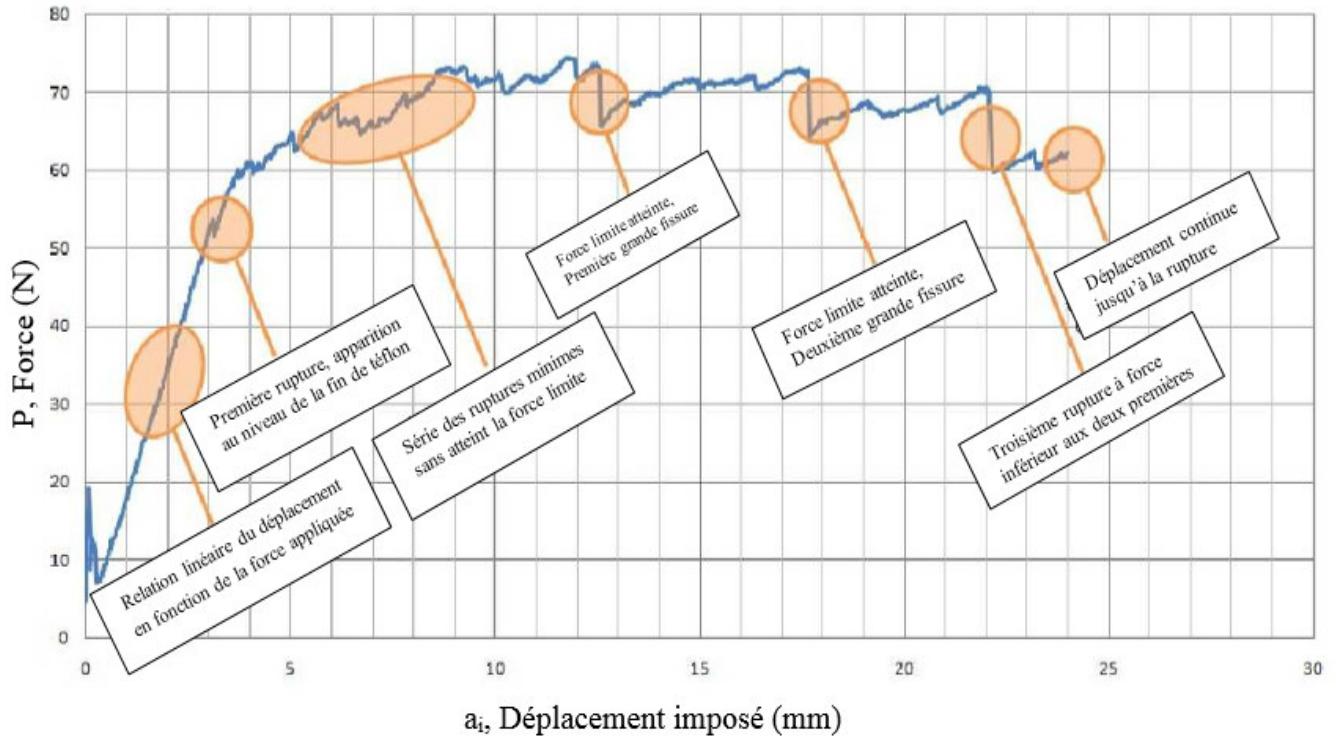


Figure 18. Courbe R

### II.3. ESSAI DE LA PROPAGATION EN MODE I

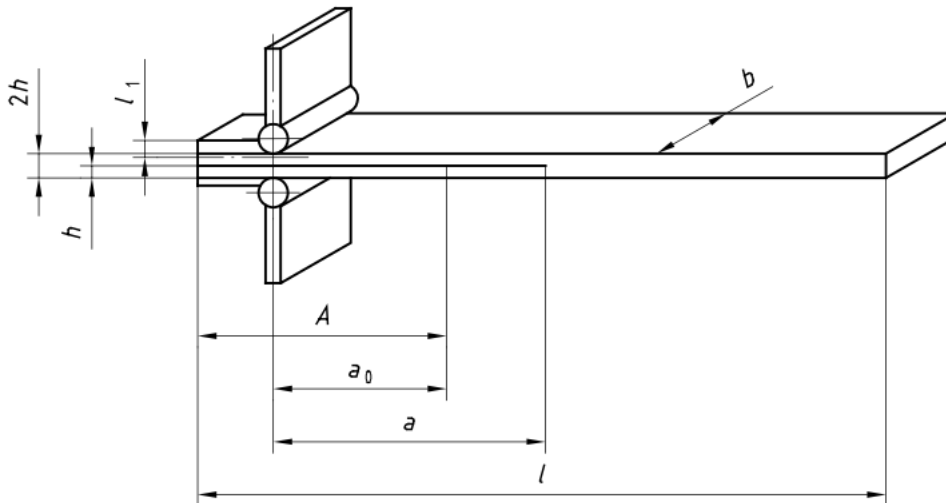


Figure 19. Schéma d'éprouvette d'essai en mode I

Cette expérience fait l'objet de plusieurs normes. La norme ISO 15024 :2001(E) présente les détails de la forme géométrique de l'éprouvettes comme l'indique la figure 21 et les paramètres géométriques qui doivent être pris en considération lors du calcul de G.

Le protocole expérimental de cet essai permet de définir la ténacité de l'interface et la courbe de résistance R. Il est couramment admis que la valeur de la ténacité  $G_{IC}$  correspond à la phase de réamorçage de la fissure ; par la suite, l'essai est perturbé par la présence de pontages de fibres engendrant une augmentation de la valeur de la ténacité avec celle de la longueur de la fissure. Afin d'identifier la ténacité lors de cet essai, le saut de déplacement entre les deux bras de l'éprouvette, la longueur de la fissure et la force appliquée doivent être mesurés

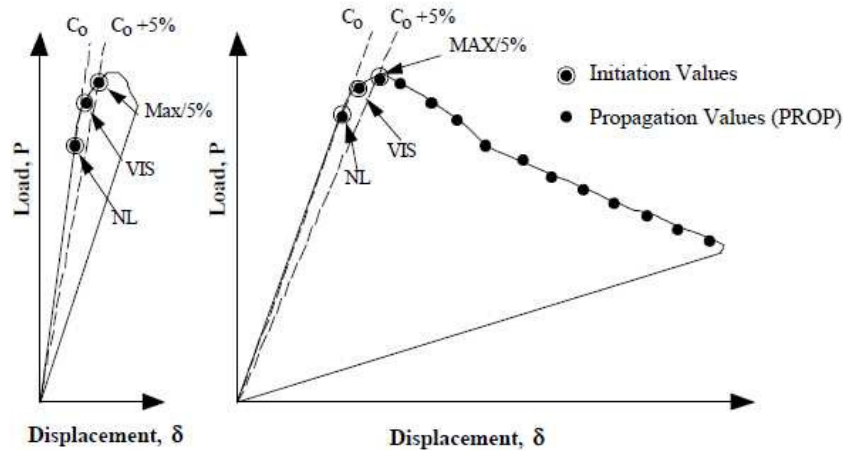
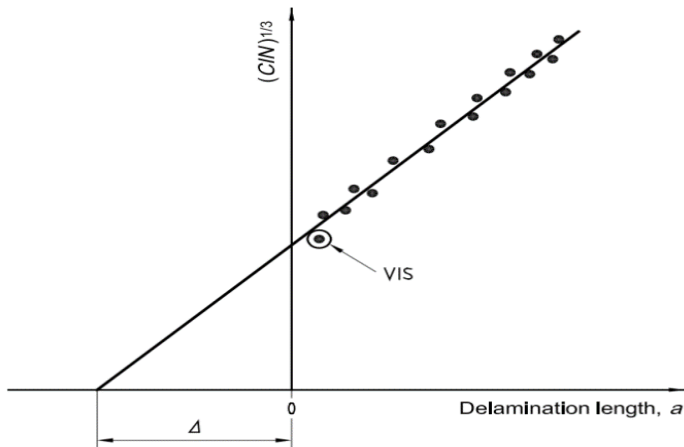


Figure 20. Points d'exploitation de courbe R

Les paramètres de calcul déterminés à partir de cet essai, sont :

1. Le point NL est déterminé en traçant une droite à travers la portion linéaire de la charge par rapport à la trace de déplacement pour obtenir le point d'écart par rapport à la linéarité et le début de la non-linéarité. Les recommandations pour obtenir ce point sont données dans la clause B.9 de la norme citée précédemment
2. Le point VIS est déterminé à partir de la première observation visuelle où le délaminage s'est déplacé de la pointe de l'insert (fig.22). La charge et les données de déplacement à ce stade sont utilisées pour le calcul.



**Figure 21.** Détermination de l'incertitude  $\Delta$

3. Le point 5% / MAX correspond aux valeurs de la charge et du déplacement qui se produisent lors du chargement de l'échantillon. Pour une valeur supplémentaire de 5%, une nouvelle ligne est alors tracée avec une compliance égale à  $1,05 C$ . Cette ligne permet d'ignorer toute déviation initiale due à la prise de jeu dans le système de chargement. On détermine alors la charge maximale et le déplacement correspondant pour le calcul de  $G_{IC}$ .
4. Les points PROP sont déterminés pour chaque longueur de délaminage mesurée pendant la propagation. Les données prises aux points où la fissure a été arrêtée, sont exclus. Le nombre minimum de points PROP est de 15. Si on utilise moins de points, ceci doit être noté dans le rapport car les valeurs déterminées à partir de l'ajustement linéaire, peuvent être influencées par des effets statistiques.

Différentes méthodes expérimentales pour calculer  $G_{Ic}$  sont utilisées : La première méthode consiste à déterminer la première non-linéarité de la courbe force/déplacement ; la deuxième méthode est basée sur la définition du déplacement pour lequel la propagation de la fissure a été observée expérimentalement [54]. La dernière méthode consiste à détecter une augmentation de la compliance de 5% de la force maximale. La norme ISO 15024 cite deux méthodes : la méthode basée sur la théorie des faisceaux corrigés (CBT) et la méthode de compliance.

### II.3.1. Mesure expérimentale de G

Deux approches sont couramment utilisées pour calculer le taux de restitution d'énergie : une approche analytique basée sur la mécanique des milieux continus, et l'autre approche qui est

basée sur les méthodes de la complaisance expérimentale. Cette approche est appliquée pour des vitesses d'ouverture inférieures à 3mm/s, en considérant que la théorie des poutres est applicable [54-55]; cette approche permet de donner la relation de l'évolution de la complaisance avec à la variation de la longueur de fissure par l'approche empirique proposée par BERRY, qui a pour avantage de ne pas nécessiter d'autres hypothèses supplémentaires pour la détermination de G, et est capable de déterminer le G sans savoir, au préalable, connaissance des propriétés du matériau.

Le choix de la loi de complaisance dépend du type d'essai. Dans le cas de l'essai en mode I pur, l'évolution expérimentale de la complaisance en fonction de la longueur de la fissure initiale, peut être exprimée par trois approches qui sont normalisées :

**a. Calibration de la souplesse ou Compliance Calibration (CC)**

Cette méthode est normalisée par la norme ASTM D5528-13, basée sur la relation de l'évolution de la complaisance par rapport à la variation de la longueur de fissure, qui est donnée par [56-57] :

$$C = \frac{\delta}{p} = \beta a^n \tag{III, 15}$$

Les coefficients  $\beta$  et  $n$  sont les paramètres intrinsèques au matériau (fonction du matériau, des conditions de l'essai et de la géométrie de l'éprouvette), déterminés par régression linéaire de la courbe expérimentale logarithmique de la souplesse,  $\ln(C)$ , en fonction de  $\ln(a)$ , lorsque le délaminage est observable. On détermine la meilleure approximation linéaire possible à l'aide la méthode des moindres carrés et on calcule de la pente «  $n$  » comme l'illustre la figure.

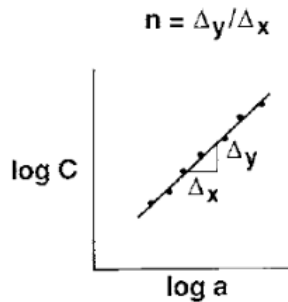


Figure 22. Détermination de la pente «  $n$  »

Dans le cas du mode II pur et du mode mixte I+II, la loi de complaisance s'écrit :

$$C = m a^3 + C_0 \tag{II, 16}$$

Où  $m$  et  $C_0$  sont déterminés par la régression linéaire de la courbe expérimentale  $C$  en fonction de  $a^3$ ,  $C$  la complaisance et  $a$  la longueur de la fissure.

La théorie classique des poutres permet d'exprimer la complaisance en fonction de la longueur de la fissure et des paramètres des matériaux

$$C = \frac{2a^3}{3EI} = \frac{\delta}{p} \quad (\text{III, 17})$$

Avec  $E$  le module d'Young longitudinal,  $\delta$  le déplacement entre les deux bras de l'éprouvette et  $I$  le moment quadratique de la section donnée par :

$$I = \frac{bh^3}{12} \quad (\text{III, 18})$$

Le taux de restitution de l'énergie est donné par :

$$G_1 = \frac{np\delta}{2ba} = \frac{n\beta p^2 a^{n-1}}{2b} \quad (\text{III, 19})$$

La longueur de la fissure effective peut être déterminée en fonction des données expérimentales et des coefficients de la complaisance, en remplaçant  $a$  par  $a_{\text{eff}}$  dans le calcul de  $G_1$ , ce qui permet le recalage de la dimension de la fissure et de diminuer les dispersions

$$a_{\text{eff}} = \left( \frac{C}{B} \right)^{1/n} = \left( \frac{\delta}{\beta p} \right)^{1/n} \quad (\text{III, 20})$$

Dans le cas de l'utilisation des jauges de fissuration pour la mesure, la correction précédente n'est pas nécessaire.

Le taux de restitution d'énergie,  $G$ , du bilan d'énergétique de GRIFFITH peut être exprimé selon «la méthode de la complaisance» d'IRWIN-KIES, par la formule suivante [58] :

$$G = \frac{p^2}{2b} \frac{dC}{da} \quad (\text{III, 21})$$

$C$  : est la complaisance de l'éprouvette ( $C = \delta / P$ )

### **b. Théorie modifiée des poutres ou Modified Beam Theory (MBT)**

Le taux de restitution d'énergie pour un échantillon DCB dans lequel les bras sont considérés comme serrés au niveau du front de délaminage, est donné par la théorie des poutres simples, par :

$$G_{1c} = \frac{3p\delta}{2ba} \quad (\text{III, 22})$$

En termes de protocole expérimental, la norme ne prévoit qu'une seule mise en charge de l'éprouvette entre deux points 1 et 2 où le régime de propagation stable est instauré. Durant ce stade, la fissure se propage à vitesse constante au fur et à mesure que l'ouverture des bras

augmente. L'enregistrement des données de la force, la longueur de fissure « a » et l'ouverture doivent être instantanés et en continu ; les valeurs enregistrées pendant la phase de propagation stable, sont des valeurs critiques.

Cette méthode est basée sur la théorie des poutres pour encastrement ; par contre, les deux parties subissent des rotations au niveau des points d'attache avec les charnières. Pour corriger cette anomalie, on ajoute à l'ouverture « a », une valeur dite « Δ » obtenue par l'intersection de l'extrapolation linéaire de la courbe  $C^{1/3} = f(a)$  avec l'axe des abscisses (fig.24). Si cette valeur est positive, elle doit être annulée. C'est pour cette raison que cette méthode est appelée théorie modifiée des poutres ou *Modified Beam Theory* [59].

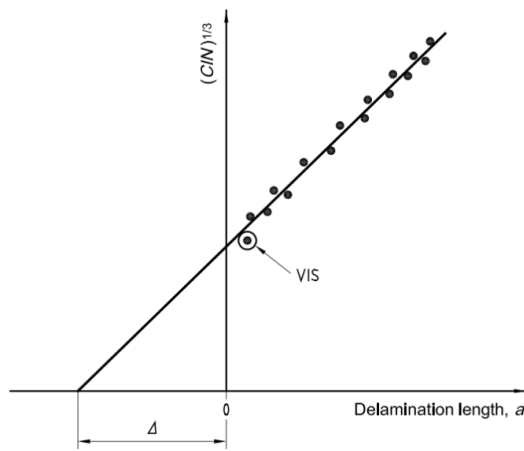


Figure 23. Détermination de l'incertitude Δ

Cette approche permet aussi la détermination du module élastique en flexion  $E_{1f}$

$$E_{1f} = \frac{64(a + \Delta)^3 P}{\delta b h^3} \quad (\text{III, 23})$$

Les facteurs de correction sont proposés afin de se rapprocher des conditions réelles en tenant compte de la présence des blocs d'attache (N) et des grandes ouvertures atteintes lorsque la longueur de délaminage a est importante (F)

$$F = 1 - \frac{3}{10} \left( \frac{\delta}{a} \right)^2 - \frac{2}{3} \left( \frac{\delta l_1}{a^2} \right) \quad (\text{III, 24})$$

F : Facteur de correction relatif aux déplacements importants, appliqué lorsque  $\delta / a > 0,4$ .

Un terme de correction relative au dispositif de serrage est donné par :

$$N = 1 - \left( \frac{l_2}{a} \right)^3 - \frac{9}{8} \left[ 1 - \left( \frac{l_2}{a} \right)^2 \right] \frac{\delta l_1}{a^2} - \frac{9}{35} \left( \frac{\delta}{a} \right)^2 \quad (\text{III, 25})$$



Le taux de restitution d'énergie est modifié par la norme en introduisant les deux facteurs de correction

$$G = \frac{p^2}{2b} \frac{dc}{da} \frac{F}{N} \quad (\text{III, 26})$$

Le taux de restitution critique est donné par

$$G_{1c} = \frac{3p\delta}{2b(a+|\Delta|)} * F \quad \text{Ou} \quad G_{1c} = \frac{3p\delta}{2b(a+|\Delta|)} * \frac{F}{N} \quad (\text{III, 27})$$

### c. Méthode de calibrage de complaisance, modifiée (MCC)

Cette méthode est proposée par la norme pour éviter d'utiliser le module de flexion « E ». La norme introduit le paramètre « m » qui décrit la linéarité de de « C<sup>3</sup> » en fonction de l'ouverture

$$m = \left( \frac{bC}{N} \right)^{1/3} \frac{2h}{a} \quad (\text{III, 28})$$

Le taux de restitution s'écrit donc :

$$G = \frac{3m}{2(2h)} \left( \frac{p}{b} \right)^2 \left( \frac{bC}{N} \right)^{2/3} F \quad (\text{III, 29})$$

Cette méthode peut être exprimée autrement : on trace un graphe représentant la taille de la fissure sur l'épaisseur de l'échantillon, en fonction de la racine cubique de la souplesse. En utilisant la méthode des moindres carrés, on détermine la pente de la droite qui passe dans le nuage de points. Cette pente, notée A<sub>1</sub>, est représentée sur la figure ci-après.

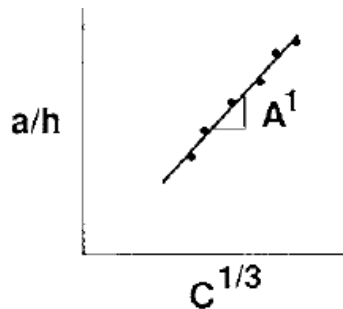


Figure 24. Détermination de pente A

Le taux de restitution d'énergie  $G_I$  est donné par

$$G_I = \frac{3P^2 C^{\frac{2}{3}}}{2A_1^2 bh} \quad (\text{III, 30})$$

Les trois méthodes : la MBT, la CC et la MCC sont les plus utilisées. Les résultats obtenus à partir de ces trois méthodes, ne diffèrent pas de plus de 3.1% d'après la norme ASTM D5528-13. Toutefois, pour plus de 80% des essais effectués, c'est la méthode MBT qui donne les résultats les plus acceptables, d'où sa recommandation par cette norme.

La première valeur calculée de  $G_{IC}$  est calculée avec  $a = a_0$ , la longueur de la fissure initiale. Cette valeur de  $G_{IC}$  correspond à l'initiation du dommage et le début de la propagation de la fissure. D'autres valeurs de  $G_{IC}$  peuvent être calculées avec d'autres valeurs de  $a$ , au fur et à mesure que la fissure se propage. Une courbe appelée courbe de résistance (*R-Curve*) peut alors être tracée telle que l'illustre la figure.

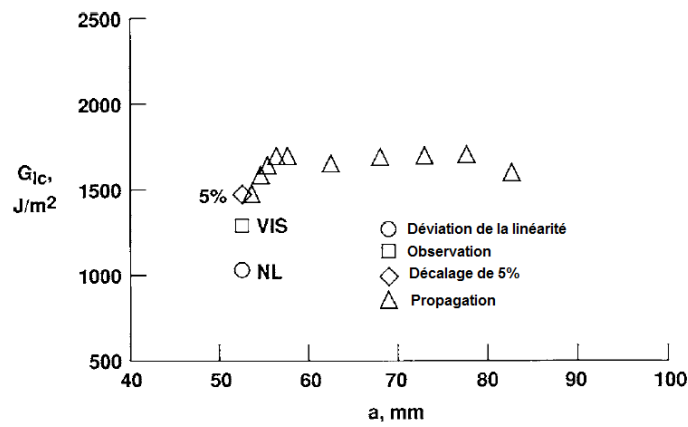


Figure 25. Courbe de résistance d'une éprouvette DCB, Réédité de ASTM D5528

Chapitre III :  
Parte expérimentale

### III. Introduction:

#### III.1. Matériaux d'étude

##### III.1. Matrices

Les matrices qui font l'objet de cette étude, sont obtenues par mélange de deux éléments : le monomère (élément A) et le durcisseur (élément B), le rapport entre les deux éléments variant d'une résine à l'autre. La matrice Epocast 50-A1 est employée pour la fabrication et la réparation des structures composites aéronautiques, et agréé par la norme BMS 8-201(Boeing Matériels Spécification).

On s'intéresse à l'effet de dilution sur les propriétés mécaniques de cette résine ; deux pourcentages de dilution sont testés, à savoir 5 et 10 % de la masse du monomère, le rapport de l'élément de réticulation, codé par HARDENER 9816, est de 15% ; les deux éléments sont commercialisés par HUNTSMAN. Les spécifications techniques de cette résine sont mentionnées sur la fiche technique fournie par le fournisseur.

Tableau 2. Caractéristiques techniques de résine Epocast 50-A 1

Monomère Epocast 50-A1	
Couleur	Paille
Densité	1.21
Viscosité à 25 C° (mg/cm.s)	77.7
Temps de vie à 25 C° et sans emballage	12 mois
G	1,33
N	0,3
E	4000



Figure 26. Matrices EPOCAST 50-A1



Figure 27. Durcisseur (HARDENER 9816)

### III.1.1. Caractérisation mécanique des matrices

On s'intéresse aux propriétés mécaniques des matrices. Pour cela, nous avons élaboré des éprouvettes de traction sous forme haltère (fig. 27) selon la modalité de la norme NF EN ISO 527-4 type B. Nous avons utilisé trois éprouvettes pour chaque variante ; les essais sont effectués sur une machine universelle Zwick/Z010 pilotée par le logiciel testXpert version 12.0 et dotée d'un extensomètre de haute résolution de type macro, positionné sur la zone utile ( $L_0$ ) pour mesurer la déformation (fig. 28).

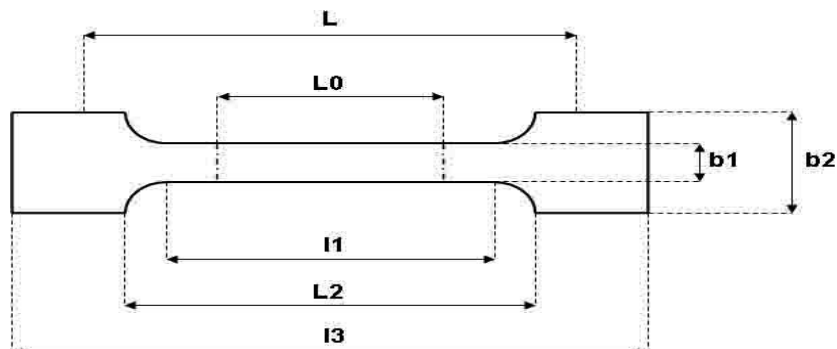


Figure 28. Dimensions de l'éprouvette haltère

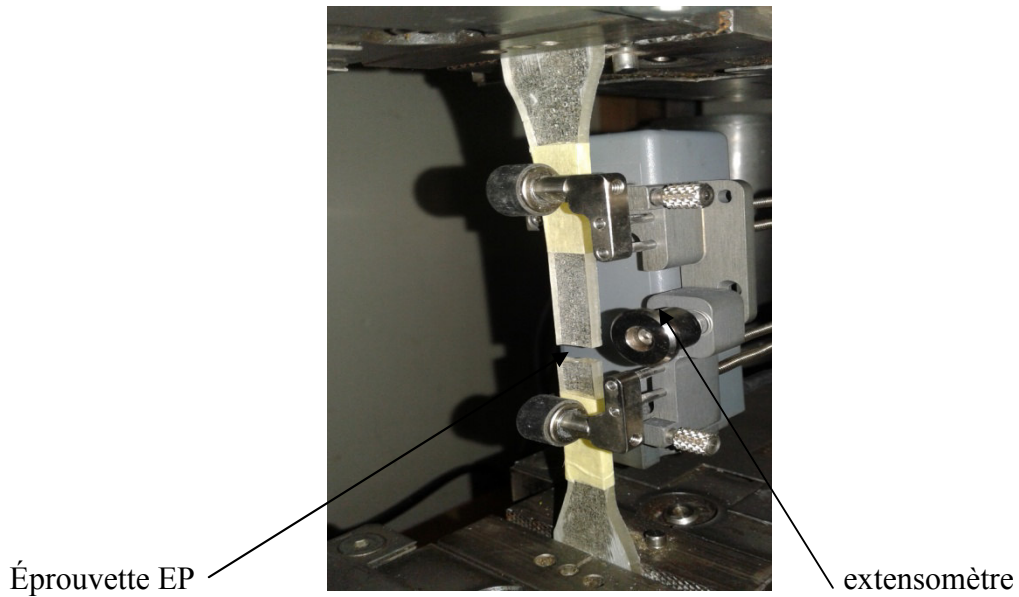


Figure 29. Essai de traction sur la machine Zwick.

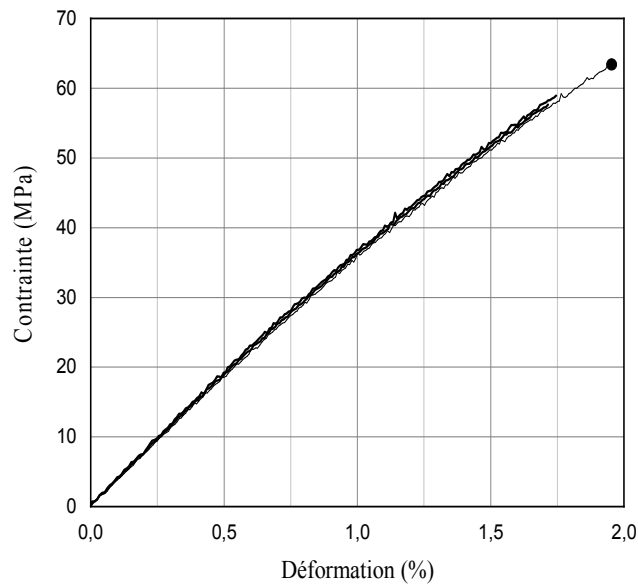


Figure 30. Comportement en traction des matrices utilisée.

Tableau 3. Paramètres mécaniques des résines testées

Paramètre	Module de Young GPa	Contrainde max MPa	Déformation pour $\sigma_{max}$ (%)
Matrice Epocast 50 - A1			
Essai 01	3,49	63,69	1,97
Essai 02	3,44	58,95	1,75
Essai 03	3,47	58,30	1,72
<b>Moyenne</b>	<b>3,47</b>	<b>60,31</b>	<b>1,81</b>

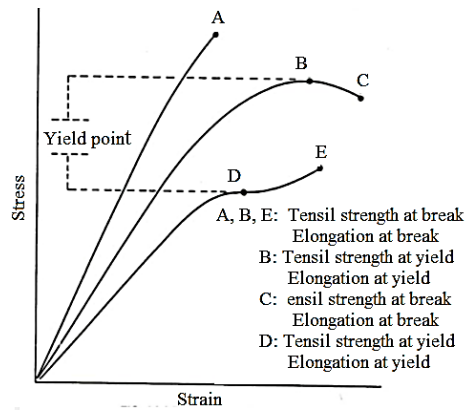


Figure 31. Désignations de traction pour échantillons de plastique

## III.2. Caractérisation du renfort utilisé

### III.2.1. Fibre de carbone unidirectionnelle

La fibre de carbone unidirectionnelle utilisée est fournie par la société SiKa sous le nom commercial SikaWrap®-230 C/45, présentée sous forme d'un tissu unidirectionnel de renforcement de structures, à base de fibres de carbone, applicable « à sec » (sans imprégnation préalable).

Tableau 4. Caractéristiques techniques de fibre de carbone unidirectionnel

Grammage	230 g/m <sup>2</sup> + 10 g/m <sup>2</sup>
Épaisseur du tissu	0,13 mm
Densité des fibres	1,76 g/cm <sup>3</sup>
Résistance en traction	3000-4000MPa
Module d'Elasticité en traction	234 000 MPa
Elongation à rupture	1,8 %

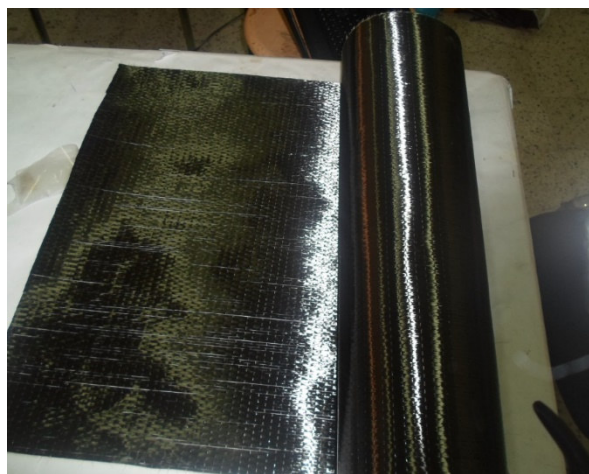


Figure 32. Fibres de carbone Le SikaWrap®-230 C/45

Les résultats d'essais de traction réalisés sur mèche sont présentés sur la figure suivante :

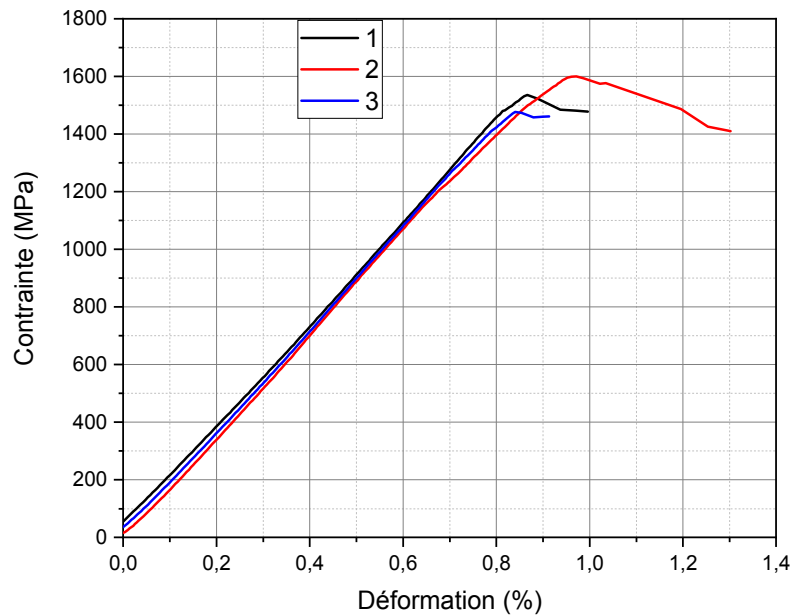


Figure 33. Comportement en traction des mèches en carbone unidirectionnel.

L'élongation à la contrainte max (réalisée sur mèche) est inférieure à 1%, tandis que la déformation pour une fibre (essai micromécanique) est de 1,8 % ; cette diminution est expliquée par le fait que lors de la traction d'une mèche qui contient plusieurs fibres, la contrainte augmente graduellement jusqu'à atteindre une valeur qui provoque la rupture du maximum des fibres.

Tableau 5. Paramètre mécanique des mèches de carbone par essai de traction

Paramètre	Module de Young (GPa)	Contrainte max (MPa)	Déformation de rupture (%)
Mèche 01	181,04	1535,10	1,00
Mèche 02	184,50	1599,00	1,30
Mèche 03	183,40	1473,50	0,92
Moyen	182,98	1535,866	1,073

D'après ces résultats, nous avons remarqué que le module calculé à l'échelle macroscopique et la contrainte ultime sont inférieurs aux module et contrainte donnés par le fournisseur ; cet écart est expliqué par la différence entre les paramètres mécaniques à l'échelle micro (détermination des paramètres mécaniques au niveau d'une seule fibre) et les paramètres mécaniques à l'échelle macro (déterminés par essai classique) ; une corrélation entre les deux



### CHAPITRE III. ÉTUDE EXPERIMENTALE

échelles est réalisée selon la modalité de la norme ASTM D 4018 : Properties of Continuous Filament Carbon and Graphite ; cette norme permet de déterminer la résistance à la traction de fibre à travers l'essai de traction sur mèche imprégnée par la résine époxy, selon la formule suivante :

$$\sigma = \frac{A * P * \rho_f}{MUL} \quad (V, 1)$$

$\sigma$ : contrainte de traction, MPa;

A : Coefficient de transformation ;

P : force max de traction, N ;

$\rho_f$ : densité des fibres, g/cm<sup>3</sup> ;

MUL : masse linéique des fibres, g/m.

Tableau  
paramètres  
des mèches de

N	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	MUL (g/m)	P (N)	Contrainte (MPa)
1	1,76	0,821656	2100	4498,23
2	1,76	0,850932	2150	4446,89
3	1,76	0,823529	2080	4445,26
Valeurs moyennes				<b>4445,26</b>

6.Calcul des  
mécaniques  
carbone.

### III.3. Elaboration des stratifiés composites

#### III.3.1. Elaboration par la méthode de patch

La méthode de patch s'effectue par la console de polymérisation ANITA NG 9201 ; c'est une machine qui est destinée pour le composite et permet de fabriquer, de réparer et de cuire des structures composites (figure ci-dessous). En effet, elle est équipée d'un système sous vide et, à l'aide de ses tapis chauffants, elle permet de réduire le temps de polymérisation pour les types de résines très visqueuses comme l'Epocast, ce qui permet d'obtenir de meilleurs

### CHAPITRE III. ÉTUDE EXPERIMENTALE

résultats. Ces systèmes sont conçus pour répondre aux spécifications actuelles de réparation dans les structures aéronautiques. Cette machine est dotée d'un écran qui contient les différentes commandes de programmation, d'utilisation et de mise à jour. Ses caractéristiques sont mentionnées ci-après

Tableau 7. Propriétés de system tapie chauffant

Type	Double voies NG9201
Longueur du câble	3 mètre
Longueur du thermocouple	12 mètres
Nombre de tuyau	2, renforcés d'une longueur de 3 mètres
Câble d'alimentation	32 A (intensité)
Câble de convertisseur	110 V
Type de tapis chauffant	2 tapis de 15* 15 2 tapis de 25*25 2 tapis de 35*35

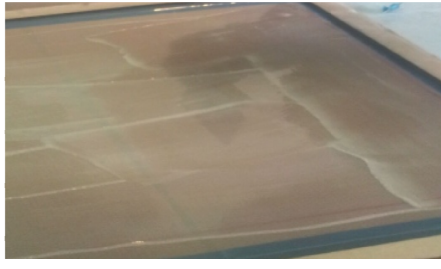

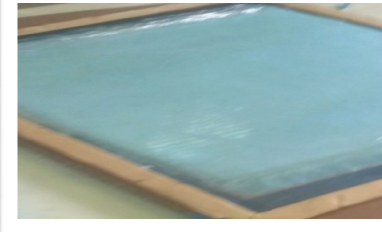



Figure 34. Console ANITA NG 9201

Les stratifiés à base de résine Epocast sont élaborés par la méthode de patch, la fabrication de la plaque a été réalisée au niveau d'atelier de plastique et composites d'Air Algérie.

Commençant par la préparation de lieu et découpage des différents tissus, par suite, le mécanisme de patch est réalisé suivant les étape suivant :

Tableau 8. Différent étapes de fabrication

<p><b>1</b> Couche de résine</p> 	<p>Après le malaxage de la résine et le durcisseur en respectant le taux de pourcentage 100/15, en étale une couche d'imprégnation sur le film inférieurs utiliser pour l'étanchéité.</p>
<p><b>2</b> Couche de renfort</p> 	<p>Tissu de verre Un pli de tissu de verre D 300 X 300 déposé sur la couche d'imprégnation, puis en étale une autre couche de résine sur ce pli et en pose un autre pli, cette opération est répétée jusqu'au huitième plis, tous ces plis sont de même orientation (0.90)</p>
<p>Dépôt de tissu perforé</p> 	<p>Tissu perforé Se découpe la même dimension de fibre est posé directement après le dernier pli imprégné par une couche de résine.</p>
<p><b>4</b> Dépôt de tissu d'arrachage</p> 	<p>Tissu d'arrachage Le tissu d'arrachage est découpé selon les même dimension de perforé et posé directement sur le tissu perforé ;</p>

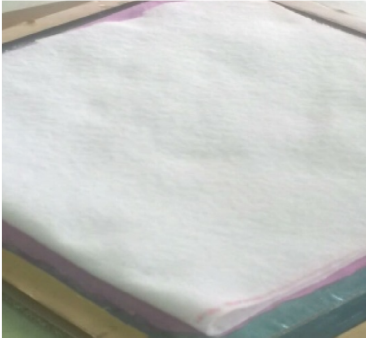

<p><b>5</b> Dépôt de feutre de drainage</p> 	<p>Tissu d'absorption</p> <p>Découpé sous forme carré dimensions qui couverte toute surface du moule limité par le mastic d'étanchéité, cette opération permet l'absorption de résine surplus.</p>
<p><b>6</b> Fermeture de système sous vide</p> 	<p>Film plastique pour la fermeture</p> <p>Le but de son utilisation est l'étanchéité l'ensemble de système et réaliser la dépression par le système de création de vide utilisé.</p>
<p><b>7</b> Cette étape consiste à lisser le système sous vide pendant 6 heures afin de réaliser la polymérisation complète, ensuite le système est démoulé et on obtient une plaque stratifiée de dimension 300 x300 mm</p>	



Figure 35. Plaque de carbone UD-époxy élaborée.

### III.4. Caractérisation des plaques composites élaborées

#### III.4.1. Caractérisation physique

### III.4.1.1. Détermination de la masse volumique

La masse volumique réelle (pour les matériaux à l'état compact, comme le cas des composites stratifiés) est déterminée suivant la méthode A (par immersion dite à la balance hydrostatique) selon la norme NF T 51-561 ; cette méthode, basée sur le principe d'Archimède, est plus précise qu'un simple rapport masse sur volume. Les masses volumiques sont déterminées sur une moyenne de cinq échantillons, par double pesée à 23°C. Les échantillons sont plongés dans un liquide ayant un bon pouvoir mouillant et une densité connue, comme l'eau ( $\rho_e = 0,998 \text{ g/cm}^3$  à 23°C et 1 atm). On utilise l'équation suivante :

$$\rho_r = \frac{\rho_e * m_r}{m_r - (m_f - m_p)} \quad (\text{V, 2})$$

$\rho_r, \rho_e$  : En  $\text{g/cm}^3$ , sont respectivement la masse volumique de l'échantillon et du liquide d'immersion. Comme liquide d'immersion, on utilise l'eau à 23 °C dont  $\rho_e \approx 1 \text{ g/cm}^3$  ;

$m_r, m_f, m_p$  : (En g), sont respectivement la masse de l'échantillon à l'air libre, la masse de l'ensemble porte éprouvette et éprouvette dans le liquide d'immersion (à la fin du temps de séjour), et la masse du porte-éprouvette dans le liquide d'immersion.

La balance utilisée est une balance analytique équipée d'un dispositif de mesure et d'un logiciel qui permet de donner directement la masse volumique de l'échantillon, en introduisant les valeurs massiques à l'air libre et sous l'eau.



Figure 36. Phase de pesage.

Tableau 9. Résultats des masses volumiques obtenus

Stratifié	Mesure 1	Mesure 2	Mesure 3	Moyenne
UD/ Ep	1,5078	1,5203	1,5185	<b>1,515 g/cm<sup>3</sup></b>

### III.4.1.2. Taux massique et volumique du renfort

Le taux massique est déterminé par la méthode de la perte au feu, selon la norme NF T 57-571, applicable aux nappes, fils et stratifiés de verre. L'éprouvette est de forme prismatique ; cette dernière est pesée la première fois à la température ambiante ( $M_a$ ). Puis, elle est placée dans un four à 600 °C pendant 1 heure afin de brûler la résine. Le renfort restant est alors pesé ( $M_f$ ). Le taux massique de renfort est déterminé par la formule suivante :

$$T_m = (M_f / M_a) \quad (\text{III, 3})$$

Le taux volumique peut être déterminé par la relation suivante :

$$T_v = (\rho_c / \rho_v) T_m \quad (\text{III, 4})$$

Tableau 10. Taux massique de renfort par essai de calcination

UD /Epocast A50_1
$T_{m \text{ moyen}} = 78,16$
$V_f = 58,618$

### III.4.2. Caractérisation mécanique des plaques stratifiées

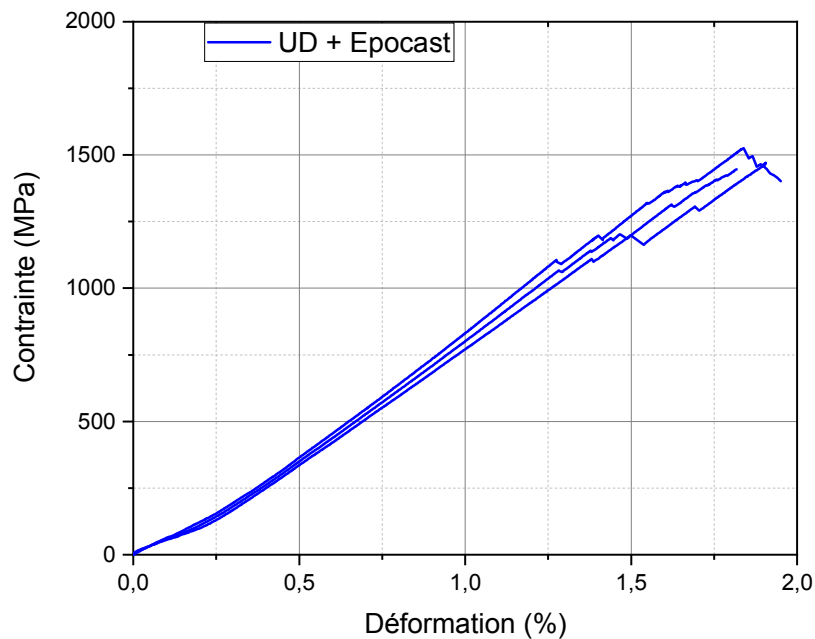
Les plaques élaborées sont découpées sous forme d'éprouvettes prismatiques de dimensions 25 x 250 mm, des talons en aluminium ensuite sont collés aux extrémités de ces éprouvettes selon la norme *ASTMD 3039*.



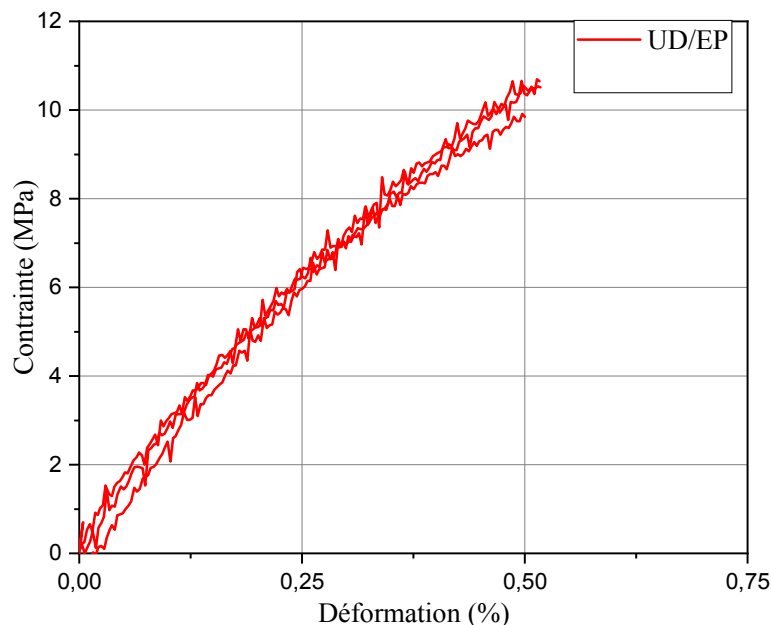
Figure 37. Eprouvettes talonnées

**a. Caractérisation par essais mécaniques**

Les essais de traction sont effectués à température ambiante sur une machine universelle de type Zwick 250 au niveau de l'unité de recherche UR-MPE, dotée d'un capteur de force de capacité 250 kN, et d'un extensomètre positionné automatiquement sur le milieu de l'éprouvette dès le début de l'essai avec une vitesse de 2 mm/min. Cette machine est pilotée par ordinateur à l'aide du logiciel Text Xpert 9.0.



**Figure 38.** Comportement en traction longitudinale des stratifiés en carbone unidirectionnel



**Figure 39.** Comportement en traction transversale des stratifiés en carbone unidirectionnel

Au cours de l'essai de traction, nous avons constaté que le mécanisme de rupture s'effectue par fragmentation de l'éprouvette comme l'indique la figure 38.

### CHAPITRE III. ÉTUDE EXPERIMENTALE

Ces Figures présentent les tracés contrainte/déformation. L'anisotropie du matériau entre les deux directions est très remarquable. Les éprouvettes longitudinales présentent le comportement le plus raide et le plus fragile, ce qui se traduit par un mode d'éclatement comme l'indique la figure 39. Les éprouvettes transversales affichent une non-linéarité notable, le module transversal est très limité par rapport au sens longitudinal. Nous remarquons que la dispersion est peu élevée pour l'ensemble des essais transversaux.



**Figure 40.** Rupture d'éprouvette après traction

A partir de ces résultats donnés par la machine de traction, nous avons calculés les paramètres mécaniques de chaque type de stratifiés.

Tableau 11. Paramètres mécaniques de traction des éprouvettes unidirectionnelles

Traction longitudinal	UD + Epocast 50-A1		
$E_L$ (GPa)	93,02	87,18	90,16
Moyenne	<b>90,16</b>		
$\sigma_L$ (MPa)	1525	1446	1443,5
Moyenne	<b>1446</b>		
$\epsilon_L$	1,82	1,79	1,88
Moyenne	<b>1,78</b>		
Traction transversal	UD + Epocast 50-A1		
$E_T$ (GPa)	3,37	3,20	3,37
Moyenne	<b>3,31</b>		
$\sigma_T$ (MPa)	11,33	9,95	11,46
Moyenne	<b>9,9</b>		
$\epsilon_t$	0,50	0,51	0,53
Moyenne	<b>0,51</b>		

#### b. Caractérisation par lois des mélanges



### CHAPITRE III. ÉTUDE EXPERIMENTALE

Le principe de mélange est basé sur l'approche d'homogénéisation à l'échelle micromécanique ; nous avons utilisé les formules citées dans le chapitre II (20-21). Le tableau ci-après présente les valeurs trouvées, ainsi que les valeurs calculées précédemment par essais mécaniques

Tableau 12. Paramètres mécaniques par loi de mélange des éprouvettes unidirectionnels

Stratifié	UD + Epocast 50-A1	
V <sub>f</sub> (%)	55,67	
V <sub>m</sub> (%)	44,33	
Méthode	Théorique	Exp
E <sub>L</sub> (GPa)	102,85	<b>90,16</b>
E <sub>T</sub> (GPa)	<b>7,44</b>	<b>3,31</b>
G <sub>LT</sub>	2,96	2,72
v <sub>LT</sub>	0,30	/
v <sub>TL</sub>	0,022	0,011
σ (MPa)	1696	1446

Les valeurs de module transversal déterminés expérimentalement sont très limités par rapport aux valeurs calculés théoriquement, même remarque est constatée pour « v<sub>TL</sub> », les matrices de rigidité sont calculées pour les deux méthodes et données comme suite :

$$[C_{C/Ep}]_{Théo} = \begin{bmatrix} 103,53 & 2,28 & 0 \\ 2,25 & 7,49 & 0 \\ 0 & 0 & 2,96 \end{bmatrix} \quad [C_{C/Ep}]_{Exp} = \begin{bmatrix} 90,46 & 0,99 & 0 \\ 1,00 & 3,32 & 0 \\ 0 & 0 & 2,72 \end{bmatrix}$$

La différence significative est celle du module transversal par traction ; l'écart entre les deux échelles est peut-être révélée par la jonction fibre-matrice formée par la présence de l'ensimage, en formant une interphase qui s'étend, en fait, dans les trois directions de l'espace, formée d'un réseau d'interpénétration dépendant des interactions chimiques entre les composants de l'ensimage et la matrice (fig.40) [9].

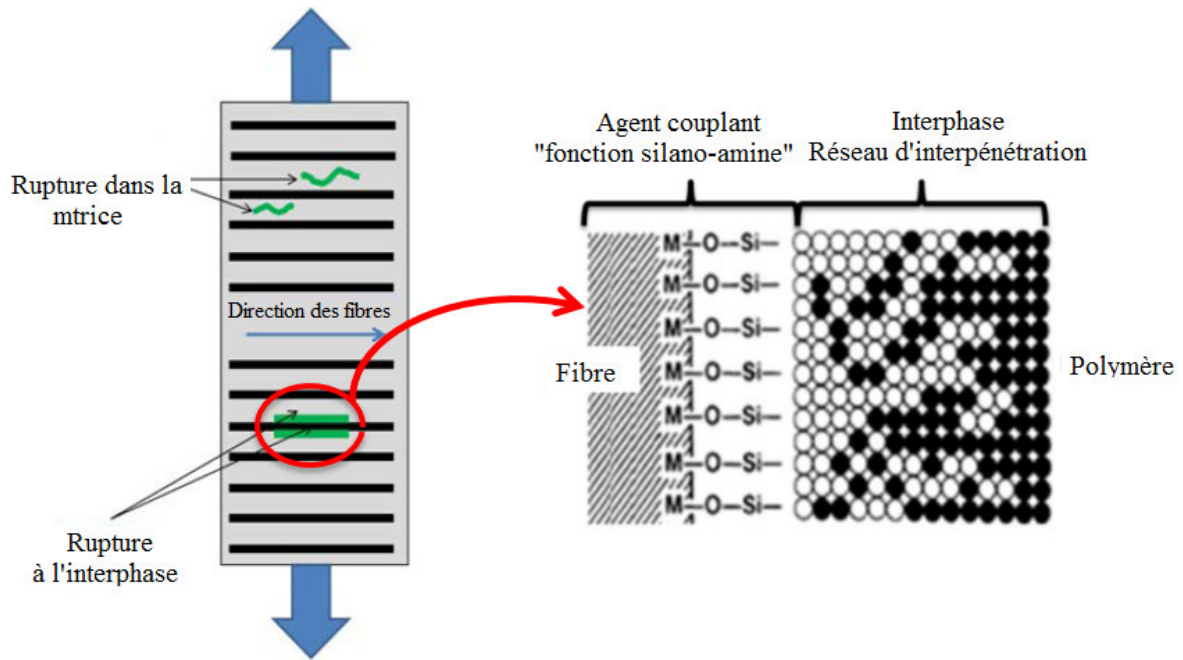


Figure 41. Rupture d'éprouvette par traction transversal

L'évaluation des propriétés d'adhésion fibre-matrice est plus facile à mettre en évidence dans ce cas de chargements perpendiculaires aux fibres du composite UD, sollicité en traction transverse. Il a été montré que la résistance et la déformation à la rupture dépendent de la qualité d'adhésion fibre-matrice ou de la région d'interphase.

### III.5. Essai de délaminage

#### III.5.1. Essai de délaminage en mode I

Cette étude consiste à étudier des éprouvettes de type DPE : Double Poutre Encastrée ou (DCB : Double Cantilever Beam), constituée de nappe de verre taffetas et de résine époxy. Les dimensions de l'éprouvette sont de 4,5 mm d'épaisseur, 45 mm de largeur, de 150 mm de longueur et de 50 mm de longueur de fissure initiale ( $a_0$ ) réalisée par insertion, lors de la fabrication, par un film de Téflon de 13  $\mu\text{m}$  d'épaisseur, placé entre les plis médians du stratifié ; cet essai est réalisé selon la modalité de la norme ISO 15024:2001(E) [58] European Structural Integrity Society (ESIS), 'Protocol for interlaminar fracture testing of composites (Mode I DCB – ISO CD 15024.2 and Mode II ELS ESIS TC4 Version 95-11-10)', Polymers and Composites Task Group, 1998.

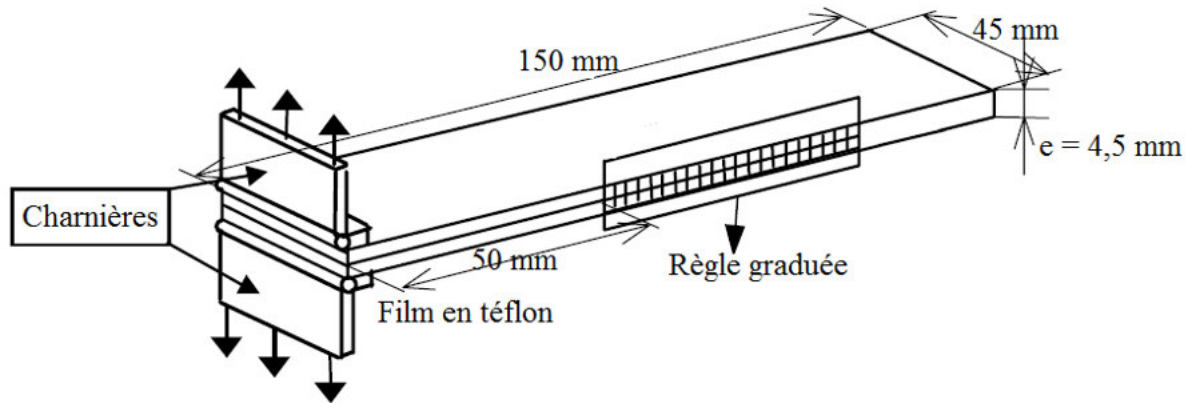


Figure 42. Dimensions de l'éprouvette pour l'essai de délaminage en mode I

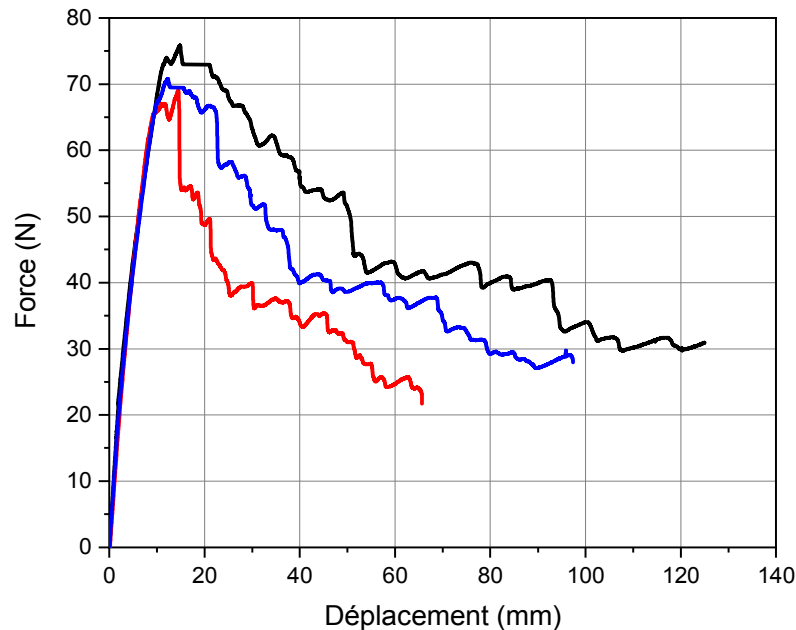
Ces essais ont été réalisés sur une machine de traction à déplacements imposés de 2 mm/min pour les essais statiques (Zwick 2.0). Le protocole expérimental de cet essai permet de définir la ténacité de l'interface et la courbe de résistance dite la courbe R. Il est couramment admis que la valeur de la ténacité  $G_{IC}$  correspond à la phase de réamorçage de la fissure ; la suite de l'essai est perturbée par la présence de pontages de fibres engendrant une augmentation de la valeur de la ténacité avec celle de la longueur de la fissure. Afin d'identifier la ténacité lors de cet essai, le saut de déplacement entre les deux bras de l'éprouvette, la longueur de fissure et la force appliquée sont mesurées.

Les différentes étapes pour calculer le module de cisaillement interlaminaire  $G_{IC}$  sont différentes d'une méthode à l'autre ; ces méthodes sont rassemblées dans le tableau 29 ; les différentes démarches pour les méthodes qui nécessitent l'utilisation des facteurs f et n ont été détaillées dans le troisième chapitre.



**Figure 43.** Essai de délaminage mode I sur éprouvette V/AL

Les résultats tirés de cette expérience sont sous forme de coordonnées de points. Les data sont enregistrés pour chaque tests sous forme de points qui donnent les valeurs des déplacements entre les mores de serrages en fonction de la force appliquée ; les résultats sont représentés graphiquement.



**Figure 44.** Evolution du délaminage en mode I

On distingue, en premier lieu, qu'un régime de propagation stable est instauré ; durant ce stade, la fissure se propage à vitesse constante au fur et à mesure que l'ouverture des bras augmente. L'enregistrement des données de la force, de la longueur de fissure « a » et de l'ouverture est effectué instantanément est en continue ; les valeurs enregistrées pendant la phase de propagation stable, sont des valeurs critiques.

Une chute brutale de la force est remarquée après le pic de la force max, ce qui se traduit par l'instabilité lors de la propagation de la fissure. Au cours de l'essai, on remarque que la délamination se propage en morceaux, c'est à dire par coups de plusieurs millimètres en une fois. Dans ce cas, la position du fond de fissure change brutalement, ce qui provoque des difficultés d'analyse et de calcul de la ténacité interlaminaire de rupture lors de la propagation. Afin de calculer la ténacité interlaminaire de rupture, on utilisera la valeur du pic de force et de son déplacement correspondant, avant la première baisse de la force qui signifie que le dommage s'est initié. On remarque que les forces maximales obtenues sont aux alentours 74N correspond à un déplacement de 10mm.

**III.7.2. Calcul de taux de restitution d'énergie «  $G_{c1}$  »**

Les données des résultats sont exploitées pour calculer la ténacité inter laminaire de rupture,  $G_{IC}$ , exprimée en joules par mètre carré ou Newton par mètre. Pour chaque éprouvette, les méthodes utilisées sont détaillées dans chapitre 4 ; le tableau 29 récapitule les différentes approches de calculs, utilisées, à savoir : Les méthodes de la théorie des poutres (Classical Beam Theory CBT, Modified Beam Theory MBT) et les méthodes de calibration de la souplesse (Compliance Calibration CC, Modified Compliance Calibration MCC) d'après la norme ASTM D5528-13.

Tableau 13. Calcul de délaminage selon la norme ISO 15024 :2001(E)

Méthode	Utilisation des facteurs N et F
<p>MBT : Théorie modifiée des poutres ou Modified Beam Theory</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Tracer la courbe <math>(C/N)^3</math> en fonction de la longueur de fissure pour déterminer la valeur de correction <math>\Delta</math></li> <li>Calcul de <math>G_{lc}</math> par la formule                     <math display="block">G_{lc} = \frac{3p\delta}{2b(a+ \Delta )} * F</math> </li> <li>Module de flexion                     <math display="block">E_{1f} = \frac{64(a+\Delta)^3 P}{\delta b h^3}</math> </li> </ul>
<p>Méthode de la souplesse calibrée ou Compliance Calibration (CC) (méthode de BERRY)</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Détermination de <math>n</math> à partir de la courbe Log <math>(C/N)</math> en fonction de <math>\log(a)</math></li> <li>Calcul                     <math display="block">G_1 = \frac{np\delta}{2ba} = \frac{n\beta p^2 a^{n-1}}{2b}</math> </li> </ul>
<p>Méthode de la souplesse calibrée modifiée ou Compliance Calibration (MCC) (méthode de BERRY)</p>	<p><b>I. Approche de ASTM</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>Détermination de <math>A_1</math> tangente de la courbe <math>(a/h)</math> en fonction de <math>(C/N)^{1/3}</math></li> <li>Calcul                     <math display="block">G_1 = \frac{3P^2 C^{\frac{2}{3}}}{2A_1 b h}</math> </li> </ul> <p><b>II. Approche de ESIS</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>Détermination de la tangente <math>m</math> de la courbe <math>(BC/N)^{1/3}</math> en fonction de <math>(a/2h)</math></li> <li>Calcul                     <math display="block">G = \frac{3m}{2(2h)} \left(\frac{p}{b}\right)^2 \left(\frac{bC}{N}\right)^{\frac{2}{3}} F</math> </li> </ul>

Tableau 14. Résultats de calcul du taux de restitution d'énergie en mode I

Fissure	Force	Méthode						
		Analytique		MBT	MCC		CC	
		1	2 (Corr.)	$\Delta, F, N$	Avec « m »	Avec A	Approche ASTM	Approche ESIS
CUD/Epocast								
1,4	73,8	719,67	747,80	749,50	961,45	604,24	690,46	930,11
2,7	70,7	707,46	735,11	737,39	945,91	597,51	678,75	854,20
4,3	66,9	639,38	664,37	665,46	853,64	618,48	613,44	764,39
5,4	66,6	716,13	743,28	730,84	931,25	648,28	686,29	1097,55
6,5	65,9	798,00	827,40	806,70	1021,77	687,83	763,97	1071,09

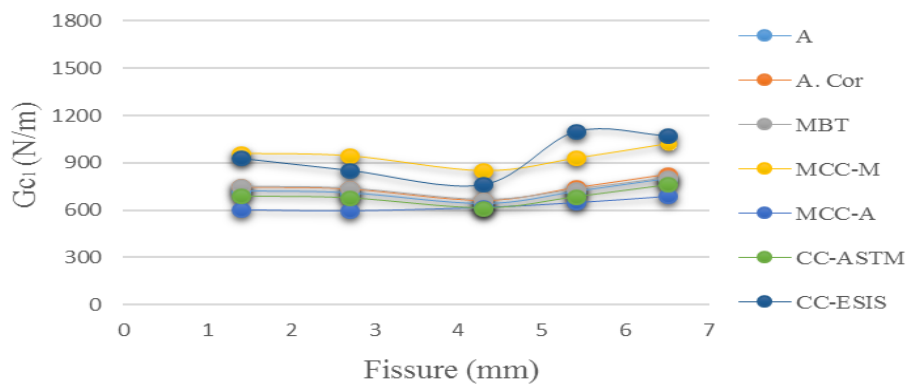


Figure 45. Evolution de  $G_{c1}$

L'évolution de  $G_{c1}$  en fonction de la longueur de fissure (courbe R), est représentée graphiquement pour chaque matériau ; on note que la propagation de délaminage en mode I pour est relativement constante ; le mode de rupture n'a pas de conséquences perturbatrices qui sont dues à l'effet de pontage.

En termes de valeurs, le taux de restitution d'énergie est faible ; cela est expliqué par la fragilité de la matrice qui domine l'effet de pontage dès qu'il y a apparition de la fissure qui se propage sans qu'il y ait déflexion des deux parties d'ouverture. On note qu'il y a une

### *CHAPITRE III. ÉTUDE EXPERIMENTALE*

relation de proportionnalité entre la ductilité de la matrice et la valeur de  $Gc_1$  ; une matrice qui présente un domaine plastique important offre un taux de restitution élevé.

## **CONCLUSION GENERALE**



## CONCLUSION GENERALE

Cette étude est réalisée au niveau de l'Unité de Recherche UR-MPE de l'université de Boumerdes, l'objectif général basé sur l'étude de délaminage en mode I, des matériaux composites stratifiés à base des fibres de carbone unidirectionnel et résine époxy de type Epocast 50-A.

Le programme de départ est consacré pour faire des simulations en Abaqus, et comparer les résultats trouvés avec les résultats expérimentaux. Vu les imprévus arrivés, nous avons réalisé que la partie expérimentale.

Les plaques stratifiées ont été élaborés selon les règles de l'art, les essais réalisés permettent de tirer les conclusions suivantes :

- La matrice utilisée pour l'aéronautique doit être complètement élastique de point de vue mécanique ;
- Le taux volumique ou massique de la matrice est en fonction du procédé de mis en forme ;
- Pour les matrices rigides, Les éprouvettes longitudinales présentent le comportement le plus raide et le plus fragile, ce qui se traduit par un mode de rupture par éclatement ;
- En conséquence, les valeurs de module transversal déterminé expérimentalement sont très limitées par rapport à valeurs calculées théoriquement.
- Le taux de restitution d'énergie est faible ; cela est expliqué par la fragilité de la matrice qui domine l'effet de pontage dès qu'il y a apparition de la fissure qui se propage sans qu'il y ait déflexion.

## **Références bibliographiques**

## REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] Jamal Y. Sheikh-Ahmad, Machining of Polymer Composites. USA, Springer, 2009. 316pp. ISBN: 978-0-387-35539-9
- [2] Pierre-Etienne Bourban, « Matériaux composites à matrice organique: constituants, procédés, propriétés », P U Polytec Rom, ISBN 978-2-88074-528-8
- [3] A. Mir, C. Aribi, B. Bezzazi, Fatigue behaviour of the laminates jute/epoxy, Advanced materials Research Vol 682 (2013) pp 65-71
- [4] Dalila Laouchedi, Boudjema Bezzazi, Chouaib Aribi, Elaboration and characterization of composite material based on epoxy resin and clay fillers. Journal of Applied Research and Technology (2017), <http://dx.doi.org/10.1016/j.jart.2017.01.005>
- [5] C. Barrère, F. DAL MASO, « résines époxy réticulées par des polyamines : structure et propriétés », revue de l'institut français du pétrole, VOL. 52, N° 3, MAI-JUIN 1997
- [6] Ammar Malek, Chouaib Aribi “Mechanical and Physicochemical Characterization of an Epoxy-based Composite Reinforced with Fibrous Biopolymer By product”, November 2015 · Fibers and Polymers 11/2015; 16(11):2458-2466. DOI: 10.1007/s12221-015-5305-y
- [7] Debdatta Ratna, Handbook of Thermoset Resins, ISmithers Rapra Publishing, 2009, ISBN: 978-1-84735-410-5(v.1)
- [8] Zhou, J.; Lucas, Hygrothermal effects of epoxy resin. Part I: the nature of water in epoxy, J. P., Polymer, (1999) 40, 5505
- [9] A. Mir, C. Aribi, B. Bezzazi, Study of the Green Composite Jute/Epoxy, International Scholarly and Scientific Research & Innovation 8(2) 2014
- [10] Peter W. R. Beaumont, Constantinos Soutis - The Structural Integrity of Carbon Fiber Composites\_ Fifty Years of Progress and Achievement of the Science, Development, and Applications-Springer (2017) ISBN 978-3-319-46118-2, DOI 10.1007/978-3-319-46120-5
- [11] DW Dwight, “S Begum, Glass Fiber Reinforcements”, Comprehensive Composite Materials, Volume 1, 2000, Pages 231-26, <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.03812-1>

[12] Jean-Marie Berthelot, Matériaux composites, : Comportement mécanique et analyse des structures, ISBN: 9782743007713

[13] F. DAL MASO, J. MÉZIÈRE, “calcul des propriétés élastiques des tissus utilisés dans les matériaux composites”, revue de l’institut français du pétrole, vol. 53, n° 6, novembre-décembre 1998

[14] P. Ladevèze, G. Lubineau, “On a damage mesomodel for laminates: micro–meso relationships, possibilities and limits”, Composites Science and Technology 61 (15), 2149-2158

[15] Jacques Renard. Elaboration, microstructure et comportement des matériaux composites à matrice polymère. Hermes, 376 p., 2005. (hal-00160397)

[16] Y. Chevalier. Essais dynamiques sur composites - Caractérisation aux hautes fréquences. Techniques de l’ingénieurs, Reference AM5401, 2003..

[17] L. TOUBAL et AL, “comparative study for the characterization of a composite plate by a mix method and a method by immersion”, JNC13, ISBN2-9505117-5-9, V1, pp 921-930 (2003)

[18] I. C. Aribi · B. Bezzazi · A. Mir, ” Experimental Study for the Choice of a Matrix Epoxy Resin for the Elaboration of Laminates”, Key Engineering Materials Vol 550 (2013) pp 17-23, doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.682.65

[19] X.-K. Zhu and J. a. Joyce, “Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization,” Engineering Fracture Mechanics, vol. 85, pp. 1–46, May. 2012

[20] B. D. Davidson, “Standardization of the End-Notched Flexure test for mode II interlaminar fracture toughness determination of unidirectional laminated composites,” Journal of Testing Evaluation, vol. 43, no. 6, p. 20140437, Nov. 2015.

[21] M. F. S. F. de Moura, M. a L. Silva, a. B. de Morais, and J. J. L. Morais, “Equivalent crack based mode II fracture characterization of wood,” Engineering Fracture Mechanics, vol. 73, no. 8, pp. 978–993, May 2006.

[22] SMITH, B.W. « Fractography for continuous fiber composites. » Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites. Ohio, USA: ASM International, 1993, p. 786-793. ISBN 0871702797 (v.1).

[23] FRIEDRICH, K. « Fractographic analysis of polymer composites » Application of fracture mechanics to composite materials. Ed. par K. FRIEDRICH. Amsterdam, Pays-Bas: Elsevier Science Publishers B.V., 1989, p. 425-487. ISBN 0444872868 (vol. 6).

- [24] Huchette C., Guinot F., "Experimental and numerical analysis on delamination growth in damaged composite material". 13 208 th European Conference on Composite Materials (ECCM 13), Stockholm (Sweden), du 02/07/2008 au 05/07/2008.
- [25] Huchette C., Vandellos T., Carrère N., "Modelling of delamination onset and growth in damaged layered composite material". 3 rd European Conference for Aero-Space Sciences, Versailles (France), du 06/07/2009 au 09/07/2009.)
- [26] Benjamin Beckelynck, Étude de la délamination sur des matériauxcomposites tissés taffetas : Essais de caractérisation et simulations numériques.
- [27] L. Banks-Sills, C. Ishbir, V. Fourman, L. Rogel, and R. Eliasi, "Interface fracture toughness of a multi-directional woven composite," International Journal of Fracture, vol 182, no 2, pp 187-207, 2013.
- [28] American society for testing and materials. « Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites. » Pennsylvanie, USA: ASTM International, 1994, N° D 5528-94a, 10 p.
- [29]B. Pereira, A. B. de Morais, M. F. S. F. de Moura, and A. G. Magalhães, "Mode I interlaminar fracture of woven glass/epoxy multidirectional laminates," Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 36, no. 8, pp. 1119–1127, Aug. 2005.
- [30] N. Keršien, A. Žiliukas, and A. Keršys, "Influence of ply orientation on mode I interlaminar fracture toughness of woven carbon and glass composites," Mechanika vol. 2, no. 2, pp. 31–36, 2010.
- [31] Walid Trabelsi, Laurent Michel, Renaud Othomene. Effects of stitching on fracture toughness of Carbon/Epoxy laminates under Mixed-Mode (I+II) Loadings. Philippe OLIVIER et Jacques LAMON. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. AMAC, 10 p., 2009. <Hal-00385997>
- [32] Xiao-Jing Gong, Anita Hurez, Hui Sun. Effect of the \_bre's orientation of adjacent ply on pure mode I fracture toughness. Philippe OLIVIER et Jacques LAMON. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. AMAC, 9 p., 2009. <Hal-00389825>
- [33] O'BRIEN, T.K. « Interlaminar fracture toughness: the long and winding road to standardization. » Composites part B : Engineering, 1998, vol. 29, p. 57-62.
- [34] DAVIES, P., BLACKMAN, B.R.K. & BRUNNER, A.J. « Standard test methods for delamination resistance of composite materials: Current status. » Applied composite materials, 1998, vol. 5, p. 345-364.
- [35] WILLIAMS, J.G. « Fracture mechanics of anisotropic materials; Application of fracture mechanics to composite materials. Ed: K. FRIEDRICH. Amsterdam, Pays-Bas : Elsevier Science Publisher B.V., 1989, p. 3-38. ISBN 0444872868 (vol. 6).

- [36] GONG, X.J. « Rupture interlaminaire en mode mixte I+II du composite stratifié verre/époxy unidirectionnel et multidirectionnel. » Thèse : Mécanique appliquée, acoustique, et matériaux. Compiègne : Université de technologie de Compiègne, 1992, N° D 459, 141 p.
- [37] Pongtorn PROMBUT, caractérisation de la propagation de délaminage des stratifiés composites multidirectionnels, doctorat, l'Université Toulouse III – Paul Sabatier, le 27 Septembre 2007. 38P]
- [38] Sih GC, Paris PC, Irwin GR. On cracks in rectilinearly anisotropic bodies, *International Journal of Fracture* 1(3) (1965) 189.
- [39] Smiley A. J., Pipes R. B., "Rate effects on mode I interlaminar fracture toughness in composite materials", *Journal of Composite Materials*, 21, pp. 670-687, 1987.
- [40] Smith B. W., "Fractography for continuous fiber composites", *Engineered materials handbook*, volume 1: composite, Ohio, USA, ASM International, pp: 786-793, ISBN 0871702797 (v.1), 1993.
- [41] ALLIX, O., LÉVÊQUE, D. & PERRET, L. « Identification and forecast of delamination in composite laminates by an interlaminar interface model. » *Composites science and technology*, 1998, vol. 58, p. 671-678.
- [42] ROBINSON, P. & SONG, and D.Q. « A modified DCB specimen for mode I testing of multidirectional laminates. » *Journal of composite materials*, 1992, vol. 26, p. 15541577.
- [43] OLSSON, R., THESKEN, J.C., BRANDT, F., JÖNSSON, N. & NILSSON, S. « Investigations of delamination criticality and the transferability of growth criteria. » *Composite structures*, 1996, vol. 36, p. 221-247.].
- [44] POLAHA, J.J., DAVIDSON, B.D., HUDSON, R.C. & PIERACCI, A. « Effects of mode ratio, ply orientation and precracking on the delamination toughness of a laminated composite. » *Journal of reinforced plastics and composites*, 1996, vol. 15, p. 141173.
- [45] LAKSIMI, A., AHMED BENYAHIA, A., BENZEGGAGH, M.L. & GONG, X.L. « Initiation and bifurcation mechanisms of cracks in multi-directional laminates. » *Composites science and technology*, 2000, vol. 60, p. 597-604.
- [46] ANDERSONS, J. & KÖNIG, M. « Dependence of fracture toughness of composite laminates on interface ply orientations and delamination growth direction. » *Composites science and technology*, 2004, vol. 64, p. 2139-2152.].
- [47] ROBINSON, P. & SONG, D.Q. « A modified DCB specimen for mode I testing of multidirectional laminates. » *Journal of composite materials*, 1992, vol. 26, p. 15541577
- [48] CHOI, N.S., KINLOCH, A.J. & WILLIAMS, J.G. « Delamination fracture of multidirectional carbon-fiber/epoxy composites under mode I, mode II and mixed-mode I/II loading. » *Journal of composite materials*, 1999, vol. 33, p. 73-100.

- [49] Girard, COCHELIN B., POTIER-FERRY M. Un modèle de flambage pour les plaques stratifiées délaminées. Comptes rendus des 7<sup>èmes</sup> Journées Nationales sur les Composites, JNC-7, pp. 705-714, 1990.
- [50] COCHELIN B., POTIER-FERRY M. Flambage et délaminage dans les plaques composites stratifiées. Comptes rendus des 6<sup>èmes</sup> Journées Nationales sur les Composites, JNC-6, pp. 527-538, 1988, Thesken 108.
- [51] WHITCOMB J. D. Three-dimensional analysis of a post buckled embedded delamination. NASA Technical Paper 2823, 1988.
- [52] Blackman B. R. K., Kinloch A. J., "Protocol for the Determination of the Mode I Adhesive Fracture Energy,  $G_{IC}$ , of Structural Adhesives using the Double Cantilever Beam (DCB) and the Tapered Double Cantilever Beam (TDCB) Specimens". Fracture mechanics testing methods for polymers, adhesives and composites 2001.
- [53] Gregor HUG, analyse du comportement de stratifiées carbone/époxy sous sollicitation rapide. Élaboration par électrothermie diélectrique d'un même matériau pour comparaison. Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers Centre de Paris ; thèse doctorat N° d'ordre : 2005-10, 172 p.
- [54] DUCEPT, F., GAMBY, D. & DAVIES, P. « A mixed-mode failure criterion derived from tests on symmetric and asymmetric specimens. » Composites science and technology, 1999, vol. 59, p. 609-619.
- [55] MARTIN R.H., MURRI G.B.: Characterization of mode I and mode II delamination growth and threshold in AS4/PEEK composites. Composite materials: testing and design, 9<sup>th</sup> volume, ASTM 1059, S.P. GARBO ed, American society for testing and materials, 1990, pp. 251-270.
- [56] DAVIES P., MOULIN C., KAUSCH H.H., FISCHER M.: Measurement of  $G_{Ic}$  and  $G_{IIc}$  in carbon/epoxy composites. Composites science and Technology (1990), vol. 39, pp. 193-205.
- [57] BENZEGGAGH, M.L. & KENANE, M. [Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus. » Composites science and technology, 1996, vol. 56, p. 439-449.
- [58] European Structural Integrity Society (ESIS), 'Protocol for interlaminar fracture testing of composites (Mode I DCB – ISO CD 15024.2 and Mode II ELS ESIS TC4 Version 95-11-10)', Polymers and Composites Task Group, 1998.